



**Уральский
федеральный
университет**

имени первого Президента
России Б. Н. Ельцина

**Институт
материаловедения
и металлургии**

**Р. К. МЫСИК
А. В. СУЛИЦИН
С. В. БРУСНИЦЫН**

ЛИТЕЙНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ТЯЖЕЛЫХ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ

Учебное пособие



Министерство образования и науки Российской Федерации
Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б. Н. Ельцина

Р. К. Мысик, А. В. Сулицин, С. В. Брусницын

Литейные сплавы на основе тяжелых цветных металлов

Учебное пособие

Рекомендовано
методическим советом УрФУ для студентов,
обучающихся по направлению подготовки — Металлургия

Екатеринбург
Издательство Уральского университета
2016

УДК 621.74: 669.2/.8

ББК 34.61+34.33

М95

Рецензенты:

кафедра «Металлургия и литейное производство» Южно-Уральского государственного университета (завкафедрой, д-р техн. наук, проф. Б. А. Кулаков);

главный технолог ОАО «Центральный научно-исследовательский институт металлургии и материалов», канд. техн. наук Д. А. Котов

Мысик, Р. К.

М95 Литейные сплавы на основе тяжелых цветных металлов: учебное пособие / Р. К. Мысик, А. В. Сулицин, С. В. Брусницын. — Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2016. — 140 с.

ISBN 978-5-7996-1819-3

В учебном пособии рассмотрены литейные сплавы на основе меди, никеля, кобальта, цинка. Приведен их химический состав, структура, литейные, механические и эксплуатационные свойства, область применения. Рассмотрены особенности плавки и получения фасонных отливок из литейных сплавов на основе тяжелых цветных металлов.

Предназначено для студентов, обучающихся по направлению подготовки — Металлургия. Может быть полезно научным и инженерно-техническим работникам.

Библиогр.: 12 назв. Табл. 27. Рис. 54.

УДК 621.74: 669.2/.8

ББК 34.61+34.33

Учебное издание

Мысик Раиса Константиновна

Сулицин Андрей Владимирович

Брусницын Сергей Викторович

ЛИТЕЙНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ТЯЖЕЛЫХ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ

Редактор О. С. Смирнова

Верстка О. П. Игнатевой

Компьютерный набор А. В. Сулицина

Подписано в печать 02.09.2016. Формат 70×100/16. Бумага писчая. Печать цифровая. Гарнитура Newton.
Уч.-изд. л. 6,3. Усл. печ. л. 11,3. Тираж 250 экз. Заказ 303

Издательство Уральского университета

Редакционно-издательский отдел ИПЦ УрФУ

620049, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 5. Тел.: 8(343)375-48-25, 375-46-85, 374-19-41. E-mail: rio@urfu.ru

Отпечатано в Издательско-полиграфическом центре УрФУ

620075, Екатеринбург, ул. Тургенева, 4. Тел.: 8(343) 350-56-64, 350-90-13. Факс: 8(343) 358-93-06.

E-mail: press-urfu@mail.ru

ISBN 978-5-7996-1819-3

© Уральский федеральный
университет, 2016

Содержание

Введение.....	4
1. Литейные бронзы.....	6
1.1. Оловянные бронзы.....	6
1.2. Алюминиевые бронзы.....	20
1.3. Свинцовые и сурьмяные бронзы	26
2. Литейные латуни	30
3. Никелевые литейные сплавы.....	48
3.1. Конструкционные никелевые сплавы.....	48
3.2. Специальные жаропрочные сплавы на основе никеля	55
3.3. Влияние легирующих элементов на жаропрочность никелевых сплавов и определение оптимальных диапазонов их концентрации	65
3.4. Литейные свойства никелевых жаропрочных сплавов.....	88
3.5. Кратковременная и длительная прочность никелевых жаропрочных сплавов для изготовления рабочих лопаток ГТД	91
3.6. Макро- и микроструктура никелевых жаропрочных сплавов, предназначенных для монокристалльного литья лопаток.....	95
4. Литейные кобальтовые сплавы	103
5. Цинк и его сплавы	112
5.1. Общие сведения о цинке.....	112
5.2. Сплавы на цинковой основе	117
5.3. Плавка и литье цинка и цинковых сплавов	129
Библиографический список.....	132
Приложения справочные.....	133

Введение

Чистая медь имеет невысокую прочность и поэтому ограничено применяется как конструкционный материал. Медь — тяжелый цветной металл, имеет плотность — $8,94 \text{ г/см}^3$, температуру плавления — 1083°C , температуру кипения — 2500°C , не имеет полиморфных превращений. Медь имеет гранецентрированную кубическую решетку (ГЦК) с параметром $0,3608 \text{ нм}$. Механические свойства меди в литом состоянии зависят от ее чистоты и способа литья и изменяются в пределах $\sigma_{\text{в}} = 160 \dots 260 \text{ МПа}$, $\delta = 40 \dots 45 \%$, $\text{НВ} = 42 \dots 50$. В зависимости от чистоты медь маркируется буквой М и порядковыми номерами. Медь марки М00 содержит $0,01 \%$ примесей (в сумме); в меди марок М1, М2, М3 содержится $0,1$; $0,3$ и $0,5 \%$ примесей соответственно. Хорошо растворимые в твердом состоянии примеси (Al, Ni, Fe, Zn, Cd, Sb) не ухудшают механические свойства меди. В то время как примеси с малой растворимостью следует отнести к вредным, так как они выделяются в виде самостоятельных фаз либо образуют хрупкие эвтектические соединения по границам зерен и тем самым придают меди хладноломкость или горячеломкость. К таким элементам относятся Bi, S, Se, Te, O, N. Все примеси сильно снижают электро- и теплопроводность меди.

Для повышения прочности и придания специальных свойств (антифрикционных свойств, коррозионной стойкости, жаропрочности и др.) медь легируют. Для изготовления фасонных отливок используются три группы сплавов: оловянные бронзы, безоловянные бронзы и латуни. Отливки из медных сплавов изготавливают всеми известными в настоящее время способами литья. Маркировка литейных медных сплавов производится с помощью букв, обозначающих элемент,

и цифр, которые указывают среднее содержание элемента в процентах (мас. %). Цифры ставят сразу после буквы, обозначающей название элемента. Приняты следующие обозначения элементов: О — олово, А — алюминий, Ц — цинк, Ф — фосфор, С — свинец, Ж — железо, Н — никель, К — кремний, Мц — марганец, Мш — мышьяк, Кд — кадмий. Маркировка бронз начинается с букв «Бр» — бронза; латуней — с буквы «Л». Например, литейная латунь ЛЦ30А3 содержит 30 % цинка, 3 % алюминия, остальное — медь. Если одна и та же бронза используется в деформируемом и литейном варианте, то в конце марки литейной бронзы ставится буква «Л». Например, БрА10Ж4Н4Л.

1. Литейные бронзы

1.1. Оловянные бронзы

Легировующий элемент олово — дефицитный и дорогой элемент, поэтому оловянные бронзы применяют для изготовления очень ответственных деталей. В связи с этим целесообразно проводить дополнительное легирование другими элементами, например цинком, алюминием, никелем и др. Кроме того, проводят модифицирование Ti, Zr, P, чтобы обеспечить достаточно высокие свойства при низком содержании олова (до 5 %).

Марки литейных оловянных бронз в России и их зарубежные аналоги приведены в табл. 1.1.

Таблица 1.1

Марки литейных оловянных бронз по национальным стандартам

Россия ГОСТ 613—79	США ASTM B30; B427; B505; B584	Германия DIN 17656	Япония JIS H5111; H5113; H5115
Двойные бронзы системы Cu—Sn			
—	C91000	SnBz14 (2.1057)	—
Оловянно-никелевые бронзы			
—	C96000	—	—
—	C91700	—	—
—	C96800	—	—
Оловянно-фосфористые бронзы			
БрО10Ф1	—	—	—
—	C90700	—	H5113/class 2
—	C90800	—	H5113/class 2B
—	C91100	—	—
—	C91300	—	—

Продолжение табл. 1.1

Россия ГОСТ 613–79	США ASTM B30; B427; B505; B584	Германия DIN 17656	Япония JIS H5111; H5113; H5115
Оловянно-цинковые бронзы			
БрО8Ц4	C90300	—	—
БрО10Ц2	C90500	—	—
—	—	Rg10 (2.1087)	—
Оловянно-цинк-никелевые бронзы			
—	C94700	—	—
Оловянно-свинцово-никелевые бронзы			
—	C92500	—	—
Оловянно-свинцовые бронзы			
—	C92700	—	—
—	C92800	—	—
—	C93400	—	—
—	C93600	—	—
БрО10С10	C93700	—	H5115/class 3, 3C
—	—	SnPbBz10 (2.1177)	—
—	C93800	SnPbBz (2.1183)	H5115/class 4, 4C
—	C93900	—	—
—	C94000	—	—
—	C94100	SnPbBz (2.1189)	—
БрО5С25	C94300	—	—
—	C94500	—	H5115/class 5
Оловянно-свинцово-цинковые бронзы			
БрО6Ц6С3	—	—	—
БрО5Ц5С5	C83800	—	H5111/class 6, 6C
—	—	Rg5 (2.1097)	—
БрО4Ц7С5	C83800	—	—
—	C84200	—	—
БрО3Ц12С5	C84800	—	H5111/class 1, 1C
БрО4Ц4С17	—	—	—
—	C92200	—	H5111/class 7, 7C
—	C92300	—	H5111/class 2, 2C
—	C92600	—	H5111/class 3, 3C
—	C93200	Rg7 (2.1091)	—
—	C93500	—	—

Окончание табл. 1.1

Россия ГОСТ 613–79	США ASTM B30; B427; B505; B584	Германия DIN 17656	Япония JIS H5111; H5113; H5115
Оловянно-цинково-свинцово-никелевые бронзы			
БрО3Ц7СН1	—	—	—
—	C83450	—	—
—	C94800	—	—
—	C94900	—	—
—	C97300	—	—
—	C97600	—	—
—	C92900	—	—

Основой для понимания структурообразования литейных оловянных бронз является диаграмма состояния системы медь–олово (рис. 1.1).

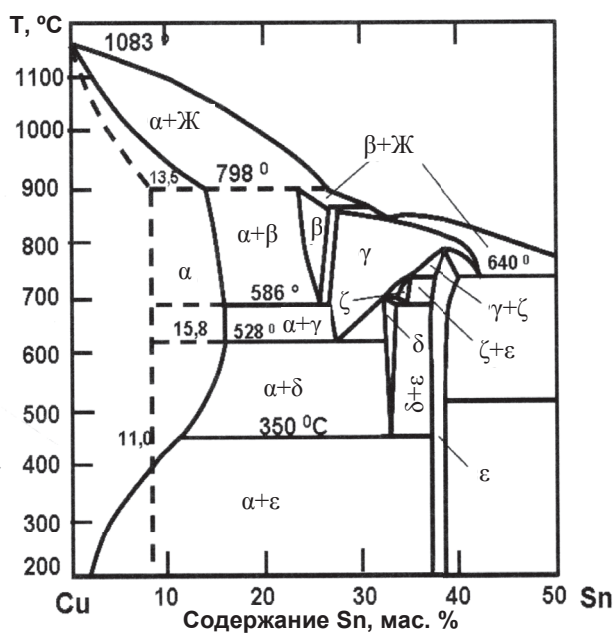


Рис. 1.1. Диаграмма состояния системы медь–олово

Основной структурной составляющей промышленных сплавов является α -твердый раствор олова и других легирующих элементов в меди с решеткой ГЦК. При понижении температуры растворимость олова

в меди сначала увеличивается с 13,5 % до 15,5 Sn (мас. %), затем падает до 11 % при температуре 350 °С и далее — более резко до 1 % при 200 °С.

В равновесии с α -твердым раствором в зависимости от температуры находятся промежуточные интерметаллидные фазы — β , γ , δ и ϵ . Фаза β — это твердый раствор на основе химического соединения Cu_5Sn с объемноцентрированной решеткой (ОЦК). Фаза γ -твердый раствор переменного состава (широкая область) на основе соединения Cu_4Sn . Обе эти фазы являются высокотемпературными и при охлаждении претерпевают эвтектоидный распад. Превращение $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$ осуществляется при температуре 586 °С, а γ -фазы: $\gamma \rightarrow \alpha + \delta$ — при температуре 520 °С. Поэтому в структуре сплава при температуре 20 °С эти фазы отсутствуют. Фаза δ имеет почти постоянный состав $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ (20,5 ат. % Sn). Фаза δ при температуре 350 °С (согласно равновесию) распадается, выделяя фазу ϵ , основой которой является химическое соединение Cu_3Sn . Состав ϵ -фазы несколько меняется (ширина области гомогенности $\epsilon \approx 1,5$ % Sn), решетка ϵ -фазы — ромбическая. Однако эта реакция при реальных скоростях охлаждения (20...500 °С/мин), с которыми охлаждаются фасонные отливки в промышленных условиях, подавляется и δ -фаза сохраняется до комнатной температуры. А сплавы ведут себя так, как если бы растворимость олова в меди была постоянной (≈ 8 %) и не изменялась с температурой.

Широкая область твердых растворов α , отмеченная на диаграмме состояния (см. рис. 1.1), характерна для равновесных условий. При литье в песчаные и металлические формы равновесие не устанавливается и твердая фаза оказывается обогащенной медью (по сравнению с равновесной диаграммой), а жидкость — оловом. В результате при содержании в сплаве около 6...7 % Sn могут происходить процессы, характерные для сплавов с содержанием олова более 10...15 %, т.е. может происходить перитектическое превращение — выделение β , а затем δ . С этой целью проводят пунктирную линию, чтобы показать неравновесный солидус и смещение границы растворимости олова в α -твердом растворе к медному углу, тем самым исключив возможность прохождения эвтектоидной реакции при температуре 350 °С. Таким образом, структура бронз, содержащих менее 8 % Sn, представляет собой α -твердый раствор с дендритным строением кристаллов и неравномерным распределением компонентов вследствие дендритной ликвации (рис. 1.2). При содержании олова более 8 % структура сплава состоит из α -твердого раствора и эвтектоида ($\alpha + \delta$) (рис. 1.3).



Рис. 1.2. Микроструктура литой оловянной бронзы с 5 % Sn. Видны темные оси дендритных зерен бедного оловом твердого раствора. Промежутки между осями — твердый раствор, обогащенный оловом

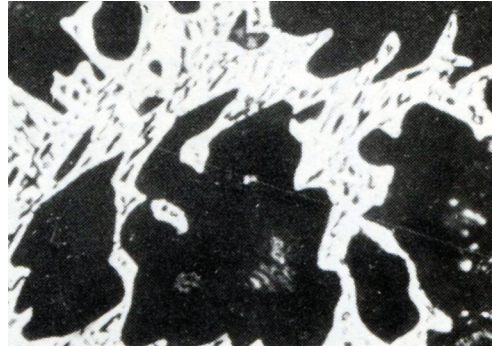


Рис. 1.3. Микроструктура литой оловянной бронзы с 10 % Sn. Структурные составляющие: α -твердый раствор (темный) и эвтектиод $\alpha + \delta$ (светлый)

Появление эвтектиода ($\alpha + \delta$), содержащего твердую интерметаллидную фазу δ ($\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$), вызывает повышение твердости и прочности сплавов. Механические свойства этих бронз сильно зависят от содержания олова. С повышением содержания олова резко увеличивается предел прочности при растяжении σ_B . Максимум σ_B достигается при 20...25 % Sn, а далее он резко начинает падать из-за значительного содержания эвтектиода (рис. 1.4).

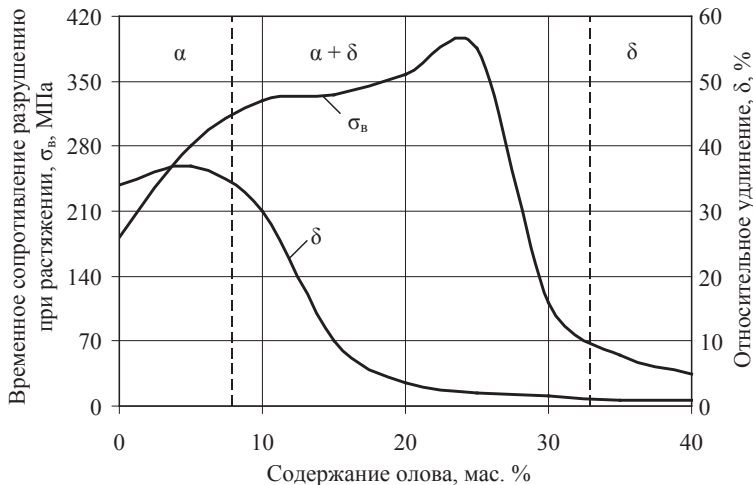


Рис. 1. 4. Влияние содержания олова на механические свойства оловянных бронз в литом состоянии

Пластичность сплавов с увеличением содержания олова сначала возрастает до максимальных значений при 5...7 % Sn, а затем быстро снижается до минимума при 12...14 % Sn. Это обстоятельство определяет содержание олова в литейных бронзах. В стандартных сплавах общего назначения верхний предел равен 8...10 % Sn (ГОСТ 613–79), а в высокопрочных бронзах, которые не включены в Государственный стандарт, — до 16...19 % Sn (ТУ и ОСТ). Нижний предел легирования (2...3 % Sn) определяется необходимостью получения максимального растворного упрочнения. В табл. 1.2 представлен состав литейных оловянных бронз.

Кроме химического состава на свойства литейных оловянных бронз, существенное значение оказывают размеры и форма зерен α -твердого раствора, расположение и дисперсность эвтектоида ($\alpha+\delta$) в отливке. Размер и количество выделений эвтектоида зависит не только от содержания олова, но и от условий кристаллизации расплава. Установлено, что чем быстрее затвердевание, тем больше количество эвтектоида ($\alpha+\delta$), тем дисперснее частицы этой структурной составляющей. Однако с увеличением количества эвтектоида $\sigma_{\text{в}}$ бронзы возрастают до определенного предела, а пластичность снижается. Следует отметить, что включения твердого эвтектоида обеспечивают высокую стойкость против истирания и высокие антифрикционные свойства.

Оловянные бронзы применяют для изготовления пароводяной арматуры, работающей под давлением, для литья антифрикционных деталей подшипников шестерен и зубчатых колес, работающих в условиях истирания.

Литейные свойства оловянных бронз находятся в полном соответствии с диаграммой состояния. Характерной особенностью оловянных бронз является большой интервал кристаллизации ($\Delta T_{\text{кр}} = 150...200\text{ }^{\circ}\text{C}$), что обуславливает образование в отливках рассеянной усадочной пористости и невысокой жидкотекучести. Минимальную жидкотекучесть имеют бронзы, содержащие 10...12 % олова, что соответствует максимальному расстоянию между температурой ликвидуса и солидуса при неравновесной кристаллизации этих сплавов. Литейная усадка оловянных бронз равна 1 % при литье в песчаные формы. Это позволяет получать сложные по конфигурации фасонные отливки с четким воспроизведением рельефа формы при художественном литье, а также отливки с резкими переходами от толстых сечений к тонким.

Химический состав и назначение литейных оловянных бронз (ГОСТ 613–79)

Таблица 1.2

Марка	Основные компоненты, мас. %					Примеси, мас. %, не более	Область применения
	Sn	P	Zn	Pb	Ni		
БрО10Ф1	9,0...11,0	0,6...1,1	—	—	—	0,3Zn; 0,3Pb; 0,2Fe; 0,02Al; 0,02Si; 0,3Sb; всего 1,0	Втулки для подшипников электромоторов, гайки ходовых винтов автоматов, узлы трения арматуры, высоконагруженные детали шнековых приводов, нажимные и шпиндельные гайки, венцы червячных шестерен, шестерни
БрО8Ц4	7,0...9,0	—	4,0...6,0	—	—	0,05P; 0,5Pb; 0,02Al; 0,3Fe; 0,02Si; 0,3Sb; всего 1,0	Арматура, отливки частей насосов, фасонные части трубопроводов, насосы, работающие в морской воде
БрО10Ц2	9,0...11,0	—	1,0...3,0	—	—	0,05P; 0,5Pb; 0,02Al; 0,3Fe; 0,02Si; 0,3Sb; всего 1,0	Отливки ответственной арматуры, антифрикционные детали, сложное фасонное литье, вкладыши подшипников, детали трения и облицовки гребных винтов, шестерни, втулки, подшипники, краны, клапаны, корпусы насосов, червячные колеса
БрО10С10	9,0...11,0	—	—	8,0...11,0	—	0,05P; 0,5Zn; 0,02Si; 0,2Fe; 0,02Al; 0,3Sb; всего 0,9	Подшипники скольжения, работающие при высоких удельных давлениях
БрО5С25	4,0...6,0	—	—	23,0...26,0	—	0,05Pb; 0,5Zn; 0,02Al; 0,2Fe; 0,02Si; 0,5Sb; всего 1,2	Подшипники и втулки, работающие при малых удельных нагрузках и очень больших скоростях, маслоуплотнительные кольца, биметаллические подшипники скольжения
БрО6Ц6С3	5,0...7,0	—	5,0...7,0	2,0...4,0	—	0,05P; 0,05Al; 0,4Fe; 0,02Si; 0,5Sb; всего 1,2	Паровая и водяная арматура, антифрикционные детали, вкладыши подшипников, сальники

Окончание табл. 1.2

Марка	Основные компоненты, мас. %					Примеси, мас. %, не более	Область применения
	Sn	P	Zn	Pb	Ni		
БрО5Ц5С5	4,0...6,0	—	4,0...6,0	4,0...6,0	—	0,1P; 0,05Al; 0,4Fe; 0,05Si; 0,5Sb; всего 1,3	Антифрикционные детали, арматура, вкладыши подшипников
БрО4Ц7С5	3,0...5,0	—	6,0...9,0	4,0...7,0	—	0,1P; 0,05Al; 0,4Fe; 0,05Si; 0,5Sb; всего 1,3	Антифрикционные детали, детали, работающие в масле, паре и в пресной воде, арматура
БрО3Ц12С5	2,0...3,5	—	8,0...15,0	3,0...6,0	—	0,05P; 0,02Al; 0,4Fe; 0,02Si; 0,5Sb; всего 1,3	Арматура, работающая в пресной воде и паре, может использоваться для антифрикционных деталей
БрО4Ц4С17	3,5...5,5	—	2,0...6,0	14,0...20,0	—	0,05P; 0,05Al; 0,4Fe; 0,05Si; 0,5Sb; всего 1,3	Антифрикционные детали
БрО3Ц7С5Н1	2,5...4,0	—	6,0...9,5	3,0...6,0	0,5...2,0	0,05P; 0,02Al; 0,4Fe; 0,02Si; 0,5Sb; всего 1,3	Арматура, работающая в морской и пресной воде, в маслах и других слабо коррозийных средах, антифрикционные детали

Примечание: 1. Медь — остальное. 2. Примеси, не указанные в табл., учитываются в общей сумме примесей. 3. Со-дер-жа-ние примеси никеля во всех марках, кроме БрО3Ц7 С5 Н1, допускается до 2,0 % за счет меди и в общую сумму примесей не входит. 4. В бронзах марок БрО3Ц7 С5 Н1, БрО3Ц12 С5, БрО8Ц4 и БрО10Ц2 сумма примесей кремния и алюминия не должна превышать 0,02 %. 5. Допускаются примеси мышьяка до 0,15 %, магния — до 0,02 %, серы — до 0,05 %. 6. Массовая доля свинца в бронзах марок БрО10Ц2 и БрО8Ц4 по согласованию изготовителя с потребителем допускается до 1,5 % и в общую сумму примесей не входит. 7. По согласованию изготовителя с потребителем в марке БрО10 С10 допускается массовая доля фосфора до 1,0 %.

Как говорилось ранее, в литейных бронзах стремятся уменьшить содержание олова ввиду его дефицитности и дороговизны, заменяя его менее дефицитными металлами. Для улучшения механических, технологических и служебных характеристик сплавы дополнительно легируют цинком, фосфором, свинцом и никелем. При этом в бронзах снижается содержание олова.

Одним из основных легирующих элементов в оловянных бронзах является цинк. Он вводится в количестве от 2 до 12 % и благоприятно влияет на весь комплекс механических и литейных свойств. Однако следует заметить, что при введении его в сплав до 4 % он практически не влияет на жидкотекучесть, а при содержании его более 4 % жидкотекучесть сплава возрастает, очевидно, благодаря сокращению интервала кристаллизации.

При затвердевании отливок цинк входит в α -твердый раствор и (при постоянном содержании олова) несколько повышает прочность и пластичность сплава, возрастает пластичность отливок, уменьшается склонность к обратной ликвации. Наиболее удачное сочетание олова и цинка: (5...6) % Sn и (5...6) % Zn (например, бронза БрО5Ц5С5).

Главное назначение свинца в оловянных бронзах — улучшение антифрикционных свойств сплава. Свинец практически не растворим в бронзе в твердом состоянии. При кристаллизации сплава он выделяется как самостоятельная фаза, располагаясь между дендритами и заполняя поры усадочного происхождения. При этом повышается плотность и способность к обработке резанием. Свинец образует мягкую составляющую, которая играет роль смазки в трущихся поверхностях деталей, работающих в условиях трения. Поэтому свинец — неременный легирующий элемент оловянных бронз (БрО5С25, БрО10С10), которые применяются для изготовления подшипников скольжения, работающих как при малых, так и больших давлениях и высоких окружных скоростях. Поэтому оловянно-свинцовые бронзы являются одними из лучших антифрикционных материалов, так как олово обеспечивает достаточную прочность и износостойкость сплава, а свинец — хорошую прирабатываемость.

Никель повышает жидкотекучесть оловянных бронз за счет увеличения теплоты кристаллизации (у никеля она составляет 280 Дж/г), а также за счет снижения теплопроводности и уменьшения интервала затвердевания. Кроме того, небольшие добавки никеля (до 1 %) повышают механические свойства, уменьшают ликвацию свинца в оловянно-

но-свинцовых бронзах, улучшают коррозионную стойкость и измельчают зерно в отливках.

В литейные оловянные бронзы фосфор вводят в значительно большем количестве, чем в деформируемые бронзы. Фосфор улучшает литейные свойства сплава и антифрикционные свойства бронз. Фосфор является хорошим раскислителем, а также понижает температуру плавления и повышает жидкотекучесть бронз. Поэтому высокофосфористые бронзы особенно пригодны для художественного литья и сложных фасонных отливок. Кроме того, фосфор сильно упрочняет бронзы в твердом состоянии по двум причинам. Во-первых, фосфор частично растворим в меди в твердом состоянии. Во-вторых, при избыточном содержании фосфора при затвердевании выделяется фосфид меди (Cu_3P), который наряду с δ -фазой обладает высокой твердостью и обеспечивает повышение износостойкости, создавая необходимые условия для хорошей работы литых антифрикционных деталей узлов трения (втулки, вкладыши, червячные колеса и др.) и подшипников. На рис. 1.5 представлена микроструктура литой оловянной бронзы.



Рис. 1.5. Включения фосфида меди Cu_3P в литой оловянной бронзе

Следует отметить, что при добавках фосфора появляется склонность расплава к проникновению его в стенку литейной формы благодаря образованию продуктов окисления — жидких фосфатов. Небольшие добавки кремния (0,5 %) образуют на поверхности отливки прочную оксидную пленку и сплав не проникает в форму. Но вместе с тем образующиеся пленки эластичные и воспроизведение отпечатка формы хорошее.

Оловянные бронзы обладают высокой коррозионной стойкостью в атмосферных условиях, в морской и пресной воде и противостоят

большому количеству химических растворов (органические кислоты, разбавленная серная, фосфорная кислоты, растворы едкого калия, хлористый аммоний, сложные эфиры, спирты и т. д.). Они не подвержены, в отличие от латуней, обесцинкованию в морской воде.

Основные сведения о режимах литья и свойствах литейных оловянных бронз приведены в табл. 1.3, 1.4.

Шихтой для плавки литейных оловянных бронз служат либо готовые сплавы в чушках (ГОСТ 614–97), либо чистые металлы. Оловянные бронзы можно плавить в различных печах, однако с точки зрения качества отливок, минимальных безвозвратных потерь, производительности труда, предпочтительны индукционные печи.

Таблица 1.3

Технологические свойства литейных оловянных бронз

Марка сплава	Температура плавления, °С	Температура литья, °С	Жидкотекучесть, мм	Литейная усадка, %	Объемная усадка, %	Коэффициент трения		Обрабатываемость резанием, %
						со смазкой	без смазки	
БрО10Ф1	934	1050...1150	450	1,44	6,0	0,008	0,10	40
БрО8Ц4	1070	1100...1200	540	1,54	—	0,006	0,30	60
БрО10Ц2	1060	1120...1150	400	1,5	5,5...7,5	0,007	0,18	55
БрО10С10	930	1130...1160	260	1,5	—	0,008	0,10	80
БрО5С25	940	1150...1190	200	1,5	—	0,004	0,14	65
БрО6Ц6С3	967	1140...1160	400	1,6	5,5...6,5	0,009	0,16	80
БрО5Ц5С5	915	1140...1160	400	1,6	5,5...6,5	0,009	0,15	90
БрО4Ц7С5	980	1150...1190	400	1,43	—	0,014	0,16	80
БрО3Ц12С5	980	1100...1170	550	1,6	—	0,012	0,16	80
БрО4Ц4С17	960	1140...1160	250	1,5	—	0,005	0,13	90
БрО3Ц7С5Н1	1030	1100...1160	400	1,5	2,5...4,5	0,005	0,16	90

Обрабатываемость резанием дана в процентах от обрабатываемости латуни марки ЛС63–3.

Таблица 1.4

Типичные механические свойства литейных оловянных бронз

Марка сплава	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	НВ, МПа	Е, ГПа	КСУ, МДж/м ²
БрО10Ф1	215...300 (250...350)	140 (200)	3 (3...10)	800...1000 (900...1200)	75,4 (103)	0,06 (0,09)
БрО8Ц4	200...250 —	120 —	10...12 (10...15)	750 (750...850)	— (100)	0,2...0,25 —
БрО10Ц2	250...350 (300...350)	160...180 (250)	10...35 —	750...900 (900...1050)	100 (100)	0,1...0,15 —

Окончание табл. 1.4

Марка сплава	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	НВ, МПа	Е, ГПа	КСУ, МДж/м ²
БрО10С10	176 —	— —	7 (7)	650 (780)	— —	— —
БрО5С25	147 (150...180)	80...100 —	5...6 (6...8)	450...550 (600...700)	70 —	0,08 (0,1...0,2)
БрО6Ц6С3	150...200 (180...220)	100 (80...110)	6...12 (4...8)	600 (650...750)	90 —	— (0,2...0,3)
БрО5Ц5С5	150 (180)	— (80...100)	6 (4)	600 (600)	90 —	— (0,2...0,3)
БрО4Ц7С5	147 (176)	— —	6 (4)	600 (600)	— —	— —
БрО3Ц12С5	— (210...230)	— —	8 (5)	600 —	84 —	— —
БрО4Ц4С17	150 (150)	— —	5 (12)	600 (600)	— —	— —
БрО3Ц7С5Н1	180 (210)	70...80 —	8 (5)	600 (600)	— (90)	— (0,2...0,3)

Без скобок приведены свойства при литье в песчаные формы, в скобках — в кокиль.

Плавка литейных оловянных бронз с использованием чушковой бронзы проводится следующим образом: загрузка чушек, расплавление, перегрев, рафинирование и дегазация расплава. По ГОСТ 614—97 выпускаются чушки оловянных бронз пяти марок. Поскольку плавка представляет собой простой переплав, содержание цинка в чушках увеличено на угар (примерно больше на 1...2 % по сравнению с химическим составом бронзы).

В состав шихты, кроме чушек, входят возвраты (отходы собственного производства) в количестве 20...80 %. Применение стружки крайне не желательно из-за загрязнения ее смазкой и влагой. Если в составе бронз имеется цинк, то потери его могут быть значительными, поскольку защитные свойства пленки, состоящей из оксидов ZnO и Cu_2O , невысокие.

После расплавления шихты расплав перегревают до 1150...1200 °С (на 100...200 °С выше температуры ликвидуса) и вводят для раскисления фосфористую медь в количестве 0,02...0,04 % от массы расплава. Особенно важно раскисление фосфором для литейных бронз, содержащих цинк, поскольку образующийся жидкий комплексный оксид фосфора и цинка ($3ZnO \cdot P_2O_5$) легко удаляется из расплава в отличие от твердых частиц оксида цинка.

При плавке оловянных бронз из чистых металлов плавку начинают с расплавления меди. Плавку ведут форсировано под слоем древесного угля. Если в состав сплава входит никель (например, БрОЗЦ7С5Н1), то его вводят в сплав последним, поскольку никель повышает равновесную растворимость водорода в меди.

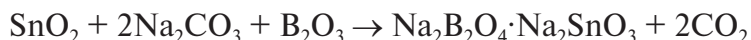
Вредная структурная составляющая в литейных оловянных бронзах — оксид олова — SnO_2 , который является хрупкой и твердой составляющей и снижает механические и эксплуатационные свойства. Поэтому перед введением олова или оловосодержащих отходов медь необходимо раскислить лигатурой Cu-P (ГОСТ 4515–93). Состав и маркировка лигатуры представлена в табл. 1.5.

Таблица 1.5

**Химический состав, температура ликвидус
и маркировка медно-фосфористых лигатур (ГОСТ 4515–93)**

Марка	Вид продукции	Основные компоненты, мас. %		Примеси, мас. %, не более			Т _л , °С	Маркировка
		Cu + P, не менее	P	Bi	Sb	Всего		
МФ10	Плиты, прутки	99,8	9,5...11	0,002	0,02	—	880	Белая полоса
МФ9	Плиты, прутки	99,5	8,0...9,5	0,002	0,02	0,15	750	Черная полоса

Кроме того, оксид олова можно удалить из расплава, ошлаковывая его обезвоженной содой:



Плавку бронз проводят в окислительной атмосфере под слоем древесного угля или флюса. После раскисления меди вводят цинк, затем олово и отходы, в последнюю очередь вводят свинец. Расплав нагревают до 1100...1200 °С, рафинируют хлористым цинком и разливают в формы.

При плавке высокосвинцовых литейных оловянных бронз с целью предотвращения ликвации свинца расплав перемешивают графитовой мешалкой и быстро разливают. Иногда (в случае изготовления тонкостенных и сложных по конфигурации отливок) в расплав вводят фосфористую медь для повышения жидкотекучести сплавов (не более 0,03 %), так как избыток его нежелателен.

Если шихта загрязнена алюминием, кремнием, магнием или железом, которые присутствуют в расплаве главным образом в виде оксид-

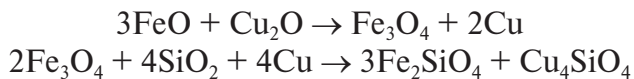
ных включений, то плавку проводят с применением жидких флюсов. Благодаря смачиванию оксидов вредных примесей или растворению их во флюсах происходит рафинирование расплавов. Состав покровных и рафинирующих флюсов представлен в табл. 1.6. Отработанные флюсы (шлаки) перед выпуском металла из печи удаляются.

Таблица 1.6

Состав и назначение флюсов для выплавки медных сплавов

Состав флюса, мас. %	Назначение флюса
41...47 SiO ₂ ; 25...32 MnO ₂ ; 10...15 Na ₂ O; 11...14 Al ₂ O ₃	Покровный для оловянных бронз (при выплавке в печах с шамотной футеровкой)
50 SiO ₂ ; 30 Na ₂ B ₄ O ₇ ; 20 CaO	Покровный для оловянных бронз (при выплавке в печах с шамотной футеровкой)
10...30 SiO ₂ ; 70...90 Na ₂ B ₄ O ₇	Покровный для оловянных бронз (при выплавке в печах с магнезитовой футеровкой)
7 Na ₂ B ₄ O ₇ ; 60 Na ₂ CO ₃ ; 33 CaF ₂	Рафинирующий для оловянных бронз
30 SiO ₂ ; 30 Na ₂ CO ₃ ; 40 CaF ₂	Покровный для кремниевых и простых латуней
50 Na ₂ CO ₃ ; 50 CaF ₂	Покровный для кремниевых и простых латуней
60 NaCl; 30 Na ₂ CO ₃ ; 10 Na ₃ AlF ₆	Покровно-рафинирующий для латуней
50 CaF ₂ ; 50 MgF ₂	Покровно-рафинирующий для бронз и латуней
7 Na ₂ B ₄ O ₇ ; 10 NaCl; 35 KCl; 25 Na ₃ AlF ₆ ; древесный уголь 2	Рафинирующий для алюминиевых бронз
60 NaCl; 40 Na ₃ AlF ₆	Рафинирующий для алюминиевых бронз
20 CaF ₂ ; 60 NaF; 20 Na ₃ AlF ₆	Рафинирующий для алюминиевых бронз
6 Na ₂ B ₄ O ₇ ; 70 Na ₂ CO ₃ ; 12 Na ₃ AlF ₆ ; 12 K ₂ CO ₃	Рафинирующий для алюминиевых бронз
10 Na ₂ CO ₃ ; 70 CaF ₂ ; 20 Na ₂ SO ₄	Рафинирующий для алюминиевых бронз

Железо удаляют окислительным рафинированием расплава заки-сью меди:



Поскольку литейные оловянные бронзы благодаря широкому интервалу кристаллизации склонны к газоусадочной пористости, расплавы необходимо дегазировать. Дегазацию оловянных бронз от водорода и других газовых примесей проводят продувкой расплава осушенным азотом или аргоном. Следует отметить, что излишний перегрев расплава при плавке бронз нежелателен.

Широкий интервал кристаллизации оловянных бронз обуславливает особый подход к организации питания отливок. Оказывается, не всегда целесообразно бороться с общей пористостью, а нужно избегать скопления пористости в отдельных местах отливки. Во-первых, это может быть достигнуто подводом металла в тонкие сечения. Во-вторых, применением дождевых литниковых систем и использованием расщелоченного подвода металла (разветвленной системы литников).

1.2. Алюминиевые бронзы

Алюминиевые бронзы начали применять значительно позже оловянных — приблизительно с начала XX века. По своей распространенности среди медных сплавов алюминиевые бронзы занимают одно из ведущих мест. Они отличаются высокой прочностью и хорошими антифрикционными и коррозионными свойствами. Алюминиевые бронзы применяют для изготовления деталей, работающих в особо тяжелых условиях, из них изготавливают гребные винты крупных судов, тяжело нагруженные шестерни и зубчатые колеса, корпуса насосов, червяки, работающие в паре с деталями из азотируемых и цементируемых сталей, подшипники, работающие при высоких нагрузках. Благодаря комплексу свойств и меньшей стоимости, эти сплавы являются заменителями некоторых оловянных бронз.

Многие марки алюминиевых бронз используются как деформируемые, так и литейные. Если алюминиевая бронза используется как литейный сплав, то ставится в конце марки буква «Л». Например, БрА9Мц2Л, БрА9Ж3Л, БрА10Ж4Н4Л и т.д. В литейных сплавах допускается большее количество примесей. В прил. 1 приведены марки безоловянных бронз по национальным стандартам. В прил. 2 приведен химический состав отечественных безоловянных бронз.

Особенности структуры и многие свойства литейных алюминиевых бронз могут быть объяснены с помощью диаграммы состояния системы Cu–Al (рис. 1.6).

Из диаграммы состояния Cu–Al видно, что растворимость алюминия в меди в твердом состоянии меньше, чем олова. При эвтектической температуре 1037 °С она составляет 7,5 % и при понижении температуры увеличивается до 9,4 % при температуре 565 °С.

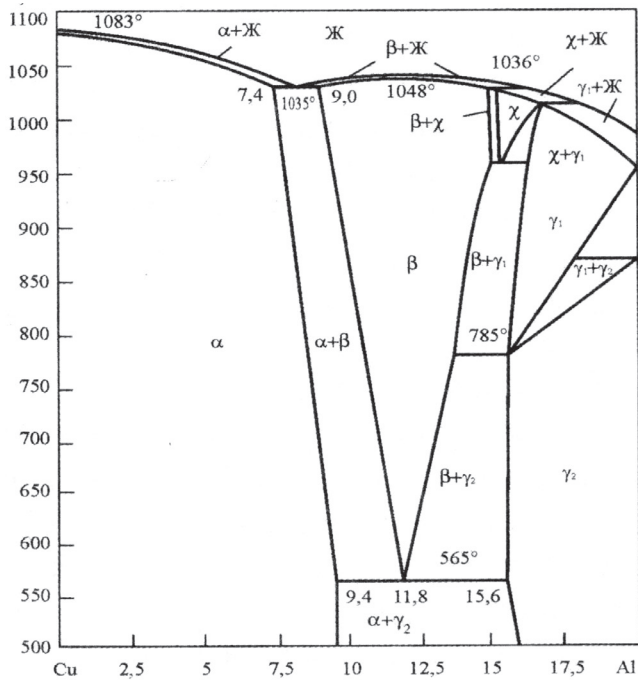


Рис. 1.6. Диаграмма состояния системы Cu–Al

При дальнейшем понижении температуры растворимость алюминия в меди практически не изменяется. Поэтому дисперсионное упрочнение в сплавах Cu–Al невозможно. Фаза β — это твердый раствор на базе химического соединения Cu_3Al с широкой областью гомогенности. Она кристаллизуется непосредственно из жидкой фазы и при температуре 565°C претерпевает эвтектиодный распад по реакции $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$, где γ_2 — тоже твердый раствор на базе химического соединения Cu_9Al_4 . Появление этой фазы в структуре сплава приводит к повышению прочностных свойств. На рис. 1.7 представлена микроструктура литой алюминиевой бронзы.



Рис. 1.7. Микроструктура литой алюминиевой бронзы с 10 % Al: светлые зерна — α -фаза; темные участки — эвтектоид ($\alpha+\gamma$)

Влияние содержания алюминия на механические свойства бронз показано на рис. 1.8. Максимум σ_B наблюдается при 10...11 % Al. Дальнейшее повышение содержания алюминия приводит к хрупкости сплава, при этом твердость сплава увеличивается. Пластичность сплава сохраняется на высоком уровне до содержания алюминия в нем в количестве 8...9 %, затем резко падает из-за увеличения в структуре значительной доли γ_2 -фазы.

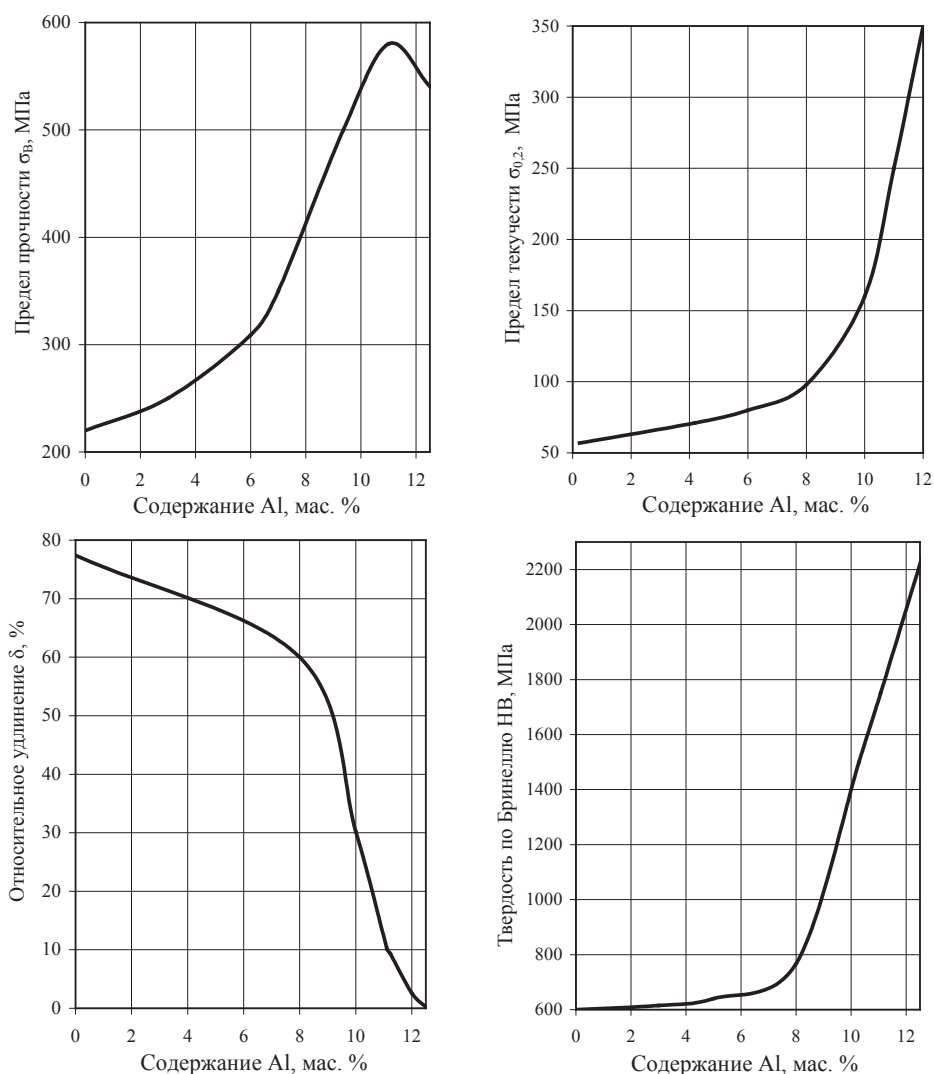


Рис. 1.8. Влияние содержания алюминия на механические свойства литых алюминиевых бронз

Упрочнение сплава осуществляется по растворному механизму, а также в результате образования эвтектоида ($\alpha + \gamma_2$). При этом необходимо отметить, что алюминий является более сильным упрочнителем, чем олово. Однако алюминиевые бронзы имеют ряд недостатков по сравнению с оловянными, которые затрудняют получение из них герметичных отливок сложной конфигурации. Причиной этого является значительная усадка, сильное окисление в расплавленном состоянии и склонность к поглощению газов. В результате повышенной усадки (1,9...2,7 %) эти бронзы склонны к трещинообразованию при затрудненной усадке, поэтому из алюминиевых бронз получают, как правило, простые по конфигурации отливки.

Для улучшения механических, технологических и эксплуатационных свойств алюминиевые бронзы легируют дополнительно железом, марганцем, никелем. Химический состав бронз и их назначение приведены в прил. 2. Поскольку алюминиевые бронзы кристаллизуются в узком интервале температур, кристаллизация сплава проходит направленно и последовательно с образованием столбчатой структуры, в результате чего падает пластичность. Для измельчения зерна в литейные алюминиевые бронзы вводится до 4...6 % железа. При таком содержании железа образуется самостоятельная фаза γ_{Fe} — твердый раствор на основе железа. При неравновесной кристаллизации высокотемпературная фаза γ_{Fe} выделяется первой и кристаллы этой фазы измельчают зерно литой структуры. Это способствует повышению пластичности сплавов. Кроме того, железо частично растворяется в α -твердом растворе алюминия в меди и способствует упрочнению сплава.

Очень важная роль железа состоит в замедлении эвтектоидного распада β -фазы с образованием γ_2 -фазы. Это обстоятельство играет важную роль при получении крупногабаритных отливок при литье в песчаные формы. В этих сплавах при замедленном охлаждении крупных отливок происходит эвтектоидный распад β -фазы ($\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$) с выделением крупных пластин γ_2 -фазы (происходит самоотпуск), которые вызывают охрупчивание сплава. Железо устраняет этот недостаток двойных алюминиевых бронз.

В сплавах Cu—Al принципиальное значение имеет легирующая добавка никеля, который при неравновесной кристаллизации образует соединения Ni_3Al и $NiAl$ с переменной растворимостью в твердом состоянии. В результате алюминиевая бронза с добавкой никеля становится способной к дисперсионному твердению. Обычно в алюминии-

вые бронзы совместно с никелем вводят железо в соотношении 1:1. Так, в сплаве БрА10Ж4Н4Л после закалки от 980 °С и старения при 400 °С в течение 2 ч твердость сплава НВ повышается с 170 до 400, а $\sigma_{\text{в}}$ достигает 700 МПа. При этом бронза сохраняет эти свойства при 400–500 °С. Для повышения коррозионной стойкости, а также улучшения прочности и пластичности в алюминиевые бронзы вводят марганец. Марганец неограниченно растворим в меди в твердом состоянии, поэтому в отличие от железа не измельчает зерно в отливках. Его упрочняющая роль сводится к легированию твердого раствора. Структура сплава БрА9Мц2Л состоит из α -твердого раствора алюминия и марганца в меди и эвтектоида ($\alpha + \gamma_2$). Марганец сужает область α -твердого раствора и тем самым увеличивает количество эвтектоида. Кроме коррозионной стойкости, марганец повышает жаропрочность — отливки могут работать при температуре до 250 °С.

Из-за малого интервала кристаллизации (13...46 °С) сплавы системы Cu—Al имеют высокую жидкотекучесть. По данным А. Б. Альтмана, для большинства сплавов она составляет от 500 до 850 мм. Сплавы системы Cu—Al имеют меньшую склонность к дендритной ликвации. Линейная усадка этих сплавов по сравнению с оловянными бронзами выше и достигает 2...2,2 %. Алюминиевые бронзы имеют хорошую коррозионную стойкость, жаропрочность и противокавитационную стойкость. К недостаткам этих сплавов помимо высокой усадки следует отнести склонность к образованию крупностолбчатой структуры. Для измельчения зерна, кроме добавок железа, используются также добавки бора (0,02 %), ниобия и ванадия (0,05 %). Высокое содержание алюминия вызывает склонность к загрязнению оксидными пленками. Необходимо правильно конструировать литниковую систему.

Узкий интервал кристаллизации приводит к образованию концентрированной усадочной раковины, что вызывает необходимость установки прибыли и соблюдения принципа направленного затвердевания. Технологические, механические и физические свойства безоловянных бронз приведены в прил. 3.

Алюминиевые бронзы чаще всего плавят в индукционных печах. Плавку проводят в окислительной атмосфере под слоем флюса, избегая перегрева выше 1200 °С.

Алюминиевые литейные бронзы выплавляют из чистых металлов, а также из чушек бронз (ГОСТ 614—97). В качестве первичных шихтовых материалов используют алюминий, никель, марганец, катодную

медь марок М0; М1. М2 в зависимости от требований по содержанию вредных примесей (Sb, As, Pb, Sn и др.). Железо вводят в виде обрезков мягкой стали или проволоки. Применяются также различные лигатуры: Cu–Mn, Cu–Fe, Cu–Al и др. В состав шихты вводят возвраты собственного производства в количестве от 25 до 75 %. При плавке алюминиевой бронзы, содержащей железо, марганец и никель, вначале расплавляют медь, проводят раскисление фосфористой медью, а затем вводят алюминий или лигатуру медь–алюминий.

Алюминий необходимо вводить перед вводом марганца или железа, в противном случае образуются плены, которые приводят к браку отливок. Сплав перегревают до 1150...1200 °С и рафинируют хлористым марганцем или криолитом (Na_3AlF_6).

Таким образом, повышенная склонность алюминиевых бронз к окислению при высоких температурах и к образованию оксидных плен, загрязняющих расплав, а также поглощение жидким металлом водорода составляют основные трудности при плавке этих сплавов.

Если в обычных условиях плавки удаление примесей из расплава заключается в переводе этих примесей в оксиды с последующим переводом их в шлак, то в случае алюминиевых бронз этот механизм практически не работает из-за большой активности алюминия к кислороду. Особенно вредна примесь цинка, который при высоких температурах начинает кипеть и загрязнять сплав хлопьевидными включениями.

Известно применение внепечного рафинирования алюминиевых бронз жидкими флюсами. Жидкий флюс заливают в подогретый ковш и затем заливают готовый расплав из печи, происходит хорошее перемешивание расплава и флюса и эффективное рафинирование расплава от неметаллических включений.

Температуру перегрева алюминиевых бронз назначают исходя из толщины стенок отливки, сложности по конфигурации, массы отливки и т. д. Температура литья соответствует среднему перегреву над температурой ликвидус 100...140 °С и составляет 1100...1200 °С.

Выпуск металла из печи в ковш проводится спокойной струей с минимальной высоты падения металла, чтобы избежать окисления расплава.

В связи с тем, что алюминиевые бронзы склонны к загрязнению оксидными пленами, рекомендуются плавный подвод металла в форму, а также применение щелевидных питателей, фильтровальных сеток в литниковой системе, змеевидных стояков, расширяющихся литниковых систем.

1.3. Свинцовые и сурьмяные бронзы

Кроме алюминиевых, в промышленности применяются свинцовые, сурьмяные и некоторые другие безоловянные бронзы. Свинцовые бронзы из-за дефицитности олова приобретают большое распространение в промышленности взамен оловянных. Содержание свинца в литейных бронзах составляет 12, 25, 30 и 60 мас. %. Наибольшее распространение нашла свинцовая бронза марки БрС30.

Свинцовая бронза БрС30 — это двухкомпонентный сплав, состав которого представлен в прил. 2. Этот сплав характеризуется антифрикционными свойствами и высоким сопротивлением заеданию и поэтому применяется для изготовления высоконагруженных подшипников (опорные и шатунные подшипники мощных турбин, авиационных моторов, дизелей и других быстроходных машин). Диаграмма состояния системы Cu—Pb представлена на рис. 1.9 (положение сплава Cu — 30 % Pb показано заштрихованной областью).

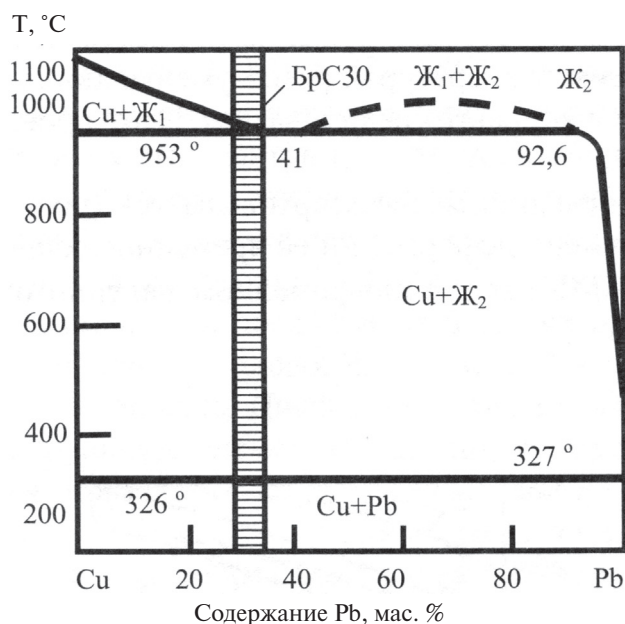


Рис. 1.9. Диаграмма состояния системы Cu—Pb

Свинцовая бронза марки БрС30 кристаллизуется в несколько стадий. Первая стадия — выделение меди по ликвидусу; вторая стадия — прохождение монотектической реакции



третья стадия — выделение меди по правой кривой ликвидус; четвертая стадия — эвтектический распад $Ж_2 = Pb$ (в эвтектике содержится 99,98 % Pb). Характерной особенностью затвердевания сплавов системы Cu–Pb является наличие монотектической реакции: процесс кристаллизации сопровождается разделением жидкости на два слоя — жидкость $Ж_1$, богатая медью (37,4 % Pb, остальное — медь) и жидкость $Ж_2$, богатая свинцом (86 % Pb, остальное — медь).

После затвердевания бронзы ее структура состоит из зерен меди и эвтектики, состоящей практически из чистого свинца. На рис. 1.10 представлена структура свинцовой бронзы БрС30. Очень сложно получить в отливках мелкое зерно меди и равномерное распределение свинца. Из-за того, что происходит расслоение жидкости во время монотектической реакции ($Ж_1 \rightarrow Cu + Ж_2$), наблюдается сильная ликвация.

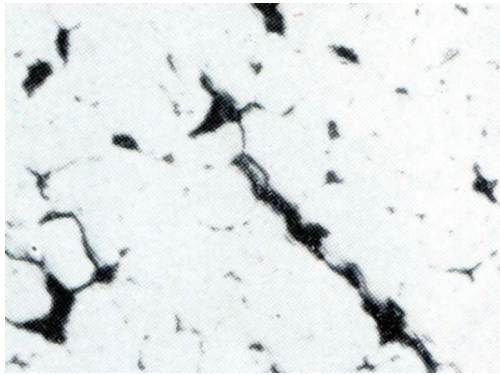


Рис. 1.10. Микроструктура свинцовой бронзы БрС30:
светлые зерна — медь, темные включения — свинец

В процессе кристаллизации обогащенная свинцовая жидкость $Ж_2$ оттесняется растущими зернами, образуя крупные скопления свинца. Такие скопления свинца приводят к неравномерному его распределению по объему отливки и ухудшают антифрикционные свойства.

Кроме того, свинцовые бронзы чрезвычайно склонны к гравитационной ликвации из-за большой разницы в плотности свинца и меди. Жидкость Ж₂, обогащенная свинцом, опускается вниз, и поэтому свинец располагается в донной части отливки. Для борьбы с ликвацией свинца применяют ускоренное охлаждение в интервале температур формирования литой структуры, т. е. до 326 °С. Рекомендуется заливать бронзу БрС30 в сырые формы или на стальную ленту, охлаждаемую водой. Таким образом, удастся получить мелкое зерно меди с дисперсными частицами свинца. На рис. 1.11 показано влияние свинца на механические свойства двойного сплава Cu–Pb.

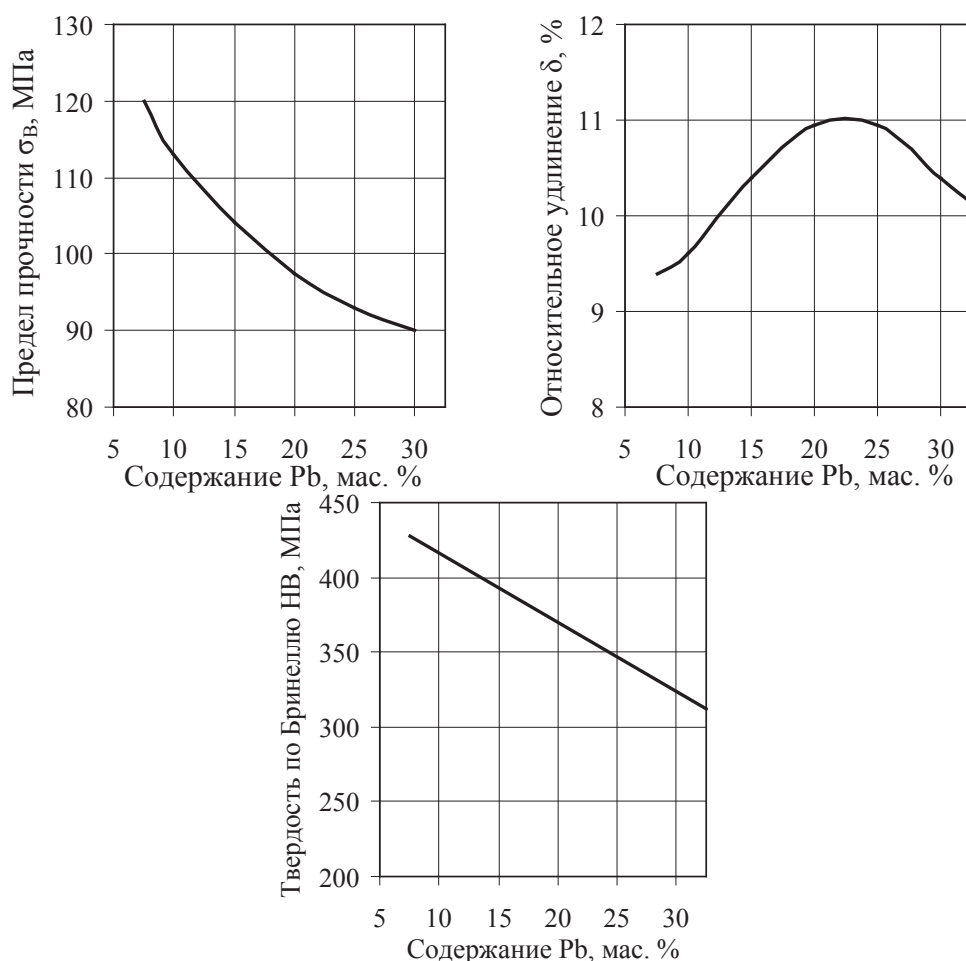


Рис. 1.11. Влияние содержания свинца на механические свойства свинцовых бронз

Из графиков видно, что увеличение содержания свинца приводит к снижению прочностных характеристик. Предел прочности при растяжении составляет в среднем 60 МПа, а относительное удлинение 4...6 %, поэтому она применяется в виде биметалла, получаемого путем заливки бронзы на стальной корпус подшипника. Свинцовые бронзы превосходят по теплопроводности оловянные бронзы почти в 3 раза, а баббиты — в 6 раз, что позволяет их использовать при более высоких температурах.

Плавку высокосвинцовых бронз проводят в индукционных печах высокой или промышленной частоты, в которых происходит интенсивное перемешивание расплава. Свинец практически не растворим в меди и медных сплавах, а в расплавах образует эмульсию. При плавке в индукционных печах дисперсность включений свинца достаточна для получения качественных отливок.

Перед выпуском расплава из печи применяется дополнительно механическое перемешивание. В шихте допускается использование до 50 % отходов.

Сурьмяная бронза БрСу3НЗЦ3С20Ф применяется как заменитель оловянных и других антифрикционных бронз. Она обладает отличными антифрикционными свойствами, легко прирабатывается и противостоит изнашиванию. Применяется для изготовления деталей трения топливной аппаратуры и подшипников. Структура сплава состоит из α -твердого раствора сурьмы в меди и частиц твердой ϵ -фазы, которые равномерно распределены в α -твердом растворе. Для упрочнения основы сплава и повышения коррозионной стойкости в состав сурьмянистой бронзы введены никель, цинк и фосфор. Состав и свойства бронзы приведены в прил. 2, 3.

При плавке сурьмяной бронзы в печь загружают медь и никель и после их расплавления проводят раскисление фосфором в количестве 0,01...0,05 % от массы расплава, затем вводят цинк и сурьму. После растворения сурьмы вводят свинец и остальное количество фосфора при интенсивном перемешивании расплава.

Сурьмяные бронзы склонны к образованию газоусадочной пористости из-за широкого интервала затвердевания. Загружаемая шихта не должна содержать влагу, чтобы избежать насыщения расплава водородом. Нежелателен также перегрев выше 1160...1180 °С, а температура литья составляет 1050...1080 °С. Дегазацию расплава проводят смесью хлорных солей или продувкой аргоном.

2. Литейные латуни

Латунями называют сплавы меди, в которых основным легирующим элементом является цинк. Латуни подразделяют по составу на двойные (простые) и специальные (многокомпонентные), содержащие добавки Fe, Mn, Ni, Si, Sn, Pb. По способу использования латуни делятся на деформируемые и литейные. В табл. 2.1 приведены марки литейных латуней, выпускаемых промышленностью России, а также их аналоги по национальным стандартам США, Германии и Японии.

Таблица 2.1

Марки литейных латуней по национальным стандартам

Россия ГОСТ 17711–93	США ASTM B30; B176; B584; B806	Германия DIN 17656	Япония JIS H5101; H5102; H5112
ЛЦ40МцЗЖ	—	—	—
ЛЦ40МцЗА	—	—	—
ЛЦ38Мц2С2	—	—	—
Свинцовые латуни			
ЛЦ40С	—	Ms60A (2.0341)	—
ЛЦ40Сд	—	—	—
Марганцевая латунь			
ЛЦ40Мц1,5	—	—	—
Алюминиевая латунь			
ЛЦ30АЗ	—	—	—
Кремниевые латуни			
—	—	—	H5112/class 1
—	C87900	—	—
ЛЦ16К4	C87400, C87500, C87800	—	H5112/class 2, H5112/class 3
Кремниевое-свинцовая латунь			
ЛЦ14КЗСЗ	—	—	—

Окончание табл. 2.1

Россия ГОСТ 17711–93	США ASTM B30; B176; B584; B806	Германия DIN 17656	Япония JIS H5101; H5102; H5112
Оловянно-свинцовые латуни			
—	—	Ms65A (2.0291)	—
—	—	Ms65C (2.0295)	H5101/class 3
—	C85700	—	—
—	C85800	—	—
—	C85710	Ms6aA (2.0341)	—
—	C85400	—	H5101/class 2
ЛЦ25С2	C85200	—	—
Алюминиево-железомарганцевые латуни			
—	C86400	—	—
—	C86500	—	H5102/class 1, 1C
—	C86700	—	H5102/class 2
ЛЦ23А6Ж3Мц2	C86200, C86300	—	H5102/class 3, H5104/class 4
Марганцево-свинцово-кремниевая латунь			
ЛЦ37Мц2С2К	—	—	—
Алюминиево-марганцево-никелевые латуни			
—	C99700	—	—
—	C99750	—	—

Латуни дешевле большинства литейных бронз и поэтому широко применяются в промышленности для изготовления отливок. Маркируются латуни буквой «Л» и цифрами, показывающими содержание легирующих элементов, например ЛЦ23А6Ж3Мц2.

Базовая диаграмма состояния системы Cu–Zn приведена на рис. 2.1.

В этой системе имеется необычная зависимость растворимости цинка в меди от температуры. При температуре 902 °С она составляет 32,5 %, а с понижением температуры растворимость увеличивается до 39 % при 454 °С. При дальнейшем понижении температуры растворимость цинка мало меняется. Для оценки фазового состава латуней используют значение предельной растворимости цинка в твердой меди (39 %). В соответствии с фазовым составом различают однофазную α -латунь, двухфазную — (α + β)-латунь и β -латунь.

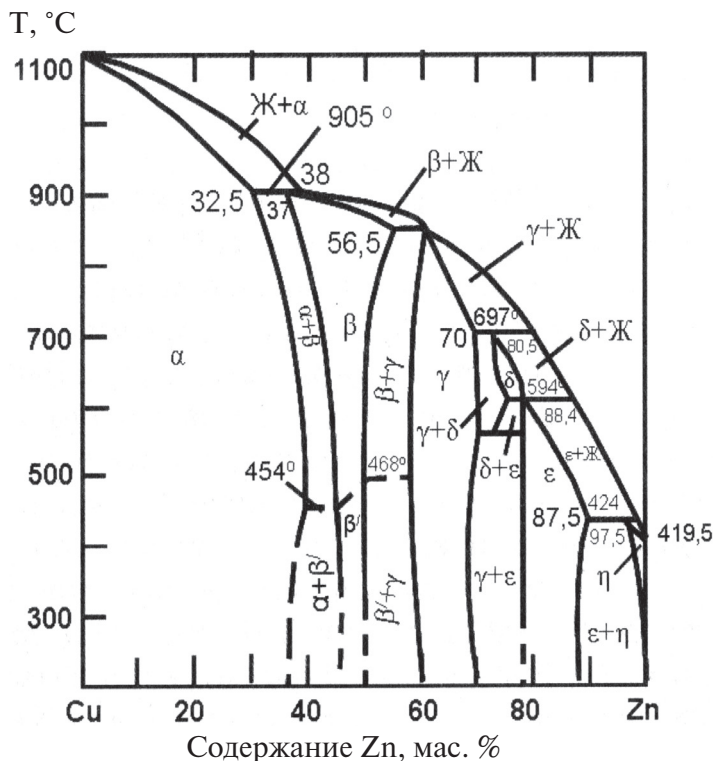


Рис. 2.1. Диаграмма состояния системы Cu–Zn

Механические свойства латуней определяются свойствами фаз. Фаза α — мягкая, малопрочная, но высокопластичная. Высокотемпературная β -фаза также достаточно пластичная (неупорядоченная). При температуре ниже 454...468 °C β -фаза переходит в упорядоченное состояние $\beta \rightarrow \beta'$. Зависимость механических свойств латуней от содержания цинка представлена на рис. 2.2.

В соответствии со свойствами фаз в системе Cu–Zn α -латуни — высокопластичные, их прочностные свойства низкие, а β -латуни — твердые и прочные сплавы, но отличаются высокой хрупкостью. В двухфазных ($\alpha + \beta$)-латунях с увеличением содержания β -фазы в структуре прочностные свойства повышаются, а пластичность снижается. В сплавах двойной системы Cu–Zn по мере увеличения содержания цинка σ_v возрастает от 200 до 300 МПа в однофазной области и до 450 МПа в двухфазной. Относительное удлинение увеличивается от 30 до 50 % и проходит через максимум в сплавах, содержащих 30 % Zn, а затем резко снижается из-за появления фазы β' .

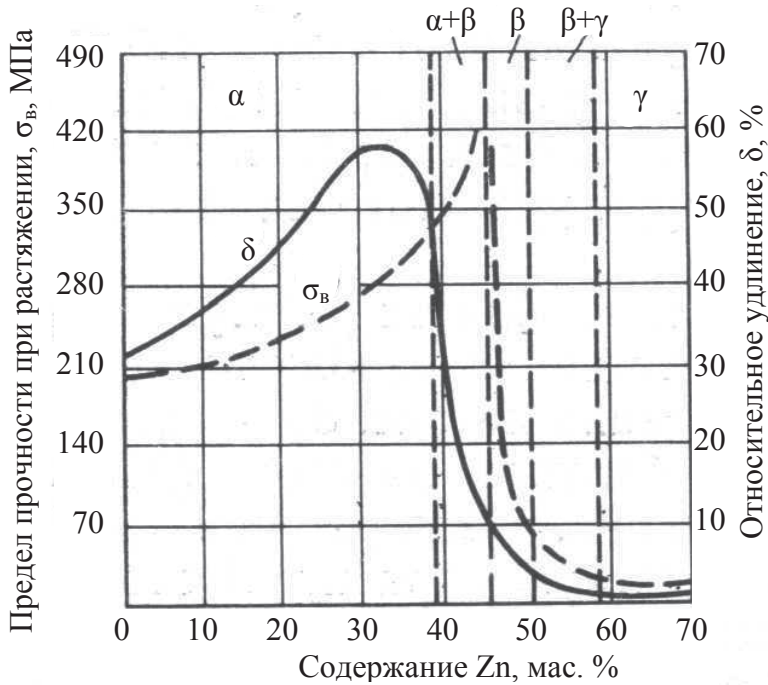


Рис. 2.2. Зависимость механических свойств латуней от содержания цинка

О структуре многокомпонентных латуней можно судить по диаграммам состояния соответствующих тройных, четверных и более сложных систем. На практике часто для определения ожидаемой структуры в качестве первого приближения исходят из представления о так называемых коэффициентах замены цинка — коэффициентах эквивалентности (правило Гийе).

Экспериментально установлено, что добавки третьего компонента сдвигают границы α - и $(\alpha+\beta)$ -областей. Добавляемый элемент действует на структуру латуней так же, как и сам цинк, но эффект от добавки 1 % этого элемента будет иной. Обычно принимают следующие значения коэффициентов эквивалентности для указанных выше добавок: Si — 10...12; Al — 4...6; Sn — 2; Pb — 1; Fe — 0,9; Mn — 0,5 и Ni — 1,3. Каждый из этих коэффициентов показывает, сколько процентов цинка структурно может заменить один процент добавляемого металла. В общем случае содержание цинка можно определить по формуле

$$Zn_{\text{экв}} = \frac{A + \sum C_i K_i}{A + B + \sum C_i K_i} \cdot 100\%,$$

где A — действительное содержание цинка в сплаве, %; B — содержание меди, %; C_i — количество добавляемого к латуни элемента, %; K_i — коэффициент эквивалентности.

Только один элемент — никель расширяет α -область. Если добавлять никель к $(\alpha+\beta)$ -латуням, то при определенном его содержании β -фаза исчезает и сплав по структуре становится однофазным.

Сплавы системы Cu–Zn кристаллизуются в узком температурном интервале (50...60 °С). Этот факт во многом определяет их литейные свойства. Из-за малого интервала кристаллизации латуни обладают хорошей жидкотекучестью и позволяют получать плотные отливки с небольшой пористостью. Линейная усадка латуней выше, чем у оловянных бронз, и составляет 1,6...2 %. Узкий интервал кристаллизации литейных латуней определяет склонность к образованию столбчатой структуры и малую склонность к ликвационным явлениям.

Цинк, имея низкую температуру кипения и высокую упругость пара, частично испаряется во время плавки и оказывает раскисляющее воздействие на латуни. Благодаря тому, что при плавке на поверхности расплава образуется пленка оксида цинка, латуни имеют небольшую склонность к газонасыщению, что способствует получению плотных отливок, способных выдерживать давление 30...40 МПа. Литейные латуни — это, как правило, многокомпонентные латуни (табл. 2.2). Комплексное легирование позволяет улучшить не только их механические свойства и коррозионную стойкость, но и литейные свойства.

Кремний повышает механические свойства сплавов и жидкотекучесть. Алюминий повышает прочностные свойства, коррозионную стойкость и жидкотекучесть. Марганец аналогично алюминию влияет на прочность и коррозионную стойкость, несколько снижает жидкотекучесть. Добавки железа измельчают, как и в случае бронз, кристаллы α -фазы. Железо вводится, как правило, в латуни с высоким содержанием цинка.

Добавка свинца улучшает главным образом антифрикционные свойства латуней и обрабатываемость резанием. Специальные литейные латуни отличаются хорошими механическими, технологическими и коррозионными свойствами (табл. 2.3, 2.4). Для изготовления отливок могут применяться способы литья в песчаные формы, кокиль, центробежное литье, литье под давлением.

Таблица 2.2

Химический и фазовый состав литейных латуней

Марка сплава	Основные компоненты, мас. %						Примеси, не более, мас. %	Фазовый состав	Область применения
	Cu	Pb	Fe	Mn	Al	Sn	Si		
ЛЦ40Мц3Ж	53,0... 58,0	—	0,5... 1,5	3,0... 4,0	—	—	—	0,5Pb; 0,1Sb; 0,2Si; 0,5Ni; 0,5Sn; 0,5Al; 0,05P; всего 1,7	Арматура в судостроении, работающая до 300°С; простые по конфигурации детали ответственного назначения; гребные винты и лопасти для судов с металлическим корпусом (кроме судов, предназначенных для службы в тропиках)
ЛЦ40Мц3А	55,0... 58,5	—	—	2,5... 3,5	0,5... 1,5	—	—	0,2Pb; 0,05Sb; 0,2Si; 1,0Ni; 0,5Sn; 1,0Fe; 0,03P; всего 1,5	Детали несложной конфигурации
ЛЦ38Мц2С2	57,0... 60,0	1,5... 2,5	—	1,5... 2,5	—	—	—	0,8Fe; 0,1Sb; 0,4Si; 1,0Ni; 0,5Sn; 0,8Al; 0,05P; всего 2,2	Конструкционные детали и арматура судов; антифрикционные детали несложной конфигурации (втулки, вкладыши, ползуны, арматура вальонных подшипников)
ЛЦ40С	57,0... 61,0	0,8... 2,0	—	—	—	—	—	0,8Fe; 0,05Sb; 0,3Si; 1,0Ni; 0,5Sn; 0,5 Mn; всего 2,0	Втулки и сепараторы подшипников, детали приборов, корпуса кранов, тройники и др.
ЛЦ40Сд	58,0... 61,0	0,8... 2,0	—	—	—	—	—	0,5Fe; 0,05Sb; 0,2Si; 1,0Ni; 0,3Sn; 0,2 Mn; всего 1,5	Для литья под давлением деталей арматуры (втулки, тройники, переходники, сепараторы подшипников), работающих в среде воздуха и пресной воде

Продолжение табл. 2.2

Марка сплава	Основные компоненты, мас. %						Примеси, не более, мас. %	Фазовый состав	Область применения
	Cu	Pb	Fe	Mn	Al	Sn	Si		
ЛЦ40Мц1,5	57,0... 60,0	—	—	1,0... 2,0	—	—	—	1,5Fe; 0,1Sb; 0,1Si; 1,0Ni; 0,5Sn; 0,7Pb; 0,03P; всего 2,0	Детали простой формы, работающие при ударных нагрузках; детали узлов трения, работающие в условиях спокойной нагрузки при температурах не выше 60 °С
ЛЦ30А3	66,0... 68,0	—	—	—	2,0... 3,0	—	—	0,8Fe; 0,1Sb; 0,3Si; 0,3Ni; 0,7Sn; 0,7Pb; 0,05P; 0,5 Mn; всего 2,6	Коррозионностойкие детали, применяемые в судостроении и машиностроении
ЛЦ16К4	78,0... 81,0	—	—	—	—	—	3,0... 4,5	0,6Fe; 0,1Sb; 0,04Al; 0,2Ni; 0,3Sn; 0,5Pb; 0,1P; 0,8Mn; всего 2,5	Детали приборов и арматуры сложной конфигурации, работающие при температуре 250 °С и подвергающиеся гидравлическим испытаниям; детали, работающие в среде морской воды при условии обеспечения протек-торной защиты (шестерни, детали узлов трения)
ЛЦ14К3С3	77,0... 81,0	2,0... 4,0	—	—	—	—	2,5... 4,5	0,6Fe; 0,1Sb; 0,3Al; 0,2Ni; 0,3Sn; 0,5Pb; 1,0Mn; всего 2,3	Детали подшипников, втулки
ЛЦ25С2	70,0... 75,0	1,0... 3,0	—	—	—	0,5... 1,5	—	0,7Fe; 0,2Sb; 0,3Al; 1,0Ni; 0,5Si; 0,5Mn; всего 2,5	Штуперы гидросистем автомобилей

Окончание табл. 2.2

Марка сплава	Основные компоненты, мас. %						Примеси, не более, мас. %	Фазовый состав	Область применения
	Cu	Pb	Fe	Mn	Al	Sn	Si		
ЛЦ23А6ЖЗМц2	64,0... 68,0	—	2,0... 4,0	1,5... 3,0	4,0... 7,0	—	—	0,7Fe; 0,1Sb; 0,3Si; 1,0Ni; 0,7Sn; 0,7Pb; всего 1,8	Детали ответственного назначения, работающие при высоких удельных нагрузках, изгибе, а также антифрикционные детали (нажимные винты, гайки нажимных винтов, венцы червячных колес, втулки)
ЛЦ37Мц2С2К	57,0... 60,0	1,5... 3,0	—	1,5... 2,5	—	—	0,5... 1,3	0,7Fe; 0,1Sb; 0,05As; 1,0Ni; 0,6Sn; 0,01Bi; 0,1P; 0,7Al; всего 1,7	Антифрикционные детали, арматура

Примечание: 1. Цинк — остальное. 2. Примеси, не указанные в табл., учитываются в общей сумме примесей. 3. По требованию потребителя содержание свинца в латуни марки ЛЦ40 Сд допускается 1,2...2,0 мас. %. 4. В латуни марки ЛЦ16 К4 по согласованию изготовителя с потребителем допускается содержание алюминия до 0,1 мас. % при изготовлении деталей, не требующих гидравлической плотности. 5. В латуни марки ЛЦ40 МцЗЖ, применяемой для отливки гребных винтов, содержание меди должно быть 55...58 мас. %, алюминия — не более 0,8 мас. %, свинца — не более 0,3 мас. %.

Таблица 2.3

Технологические и коррозионные свойства литейных латуней

Марка сплава	Температура литья, °С	Жидкотекучесть, мм	Литейная усадка, %	Коэффициент трения в паре со сталью		Обрабатываемость резанием, %	Коррозионная стойкость (потеря массы), г/(м ² ·ч)	
				со смазкой	без смазки		морская вода	водяной пар
ЛЦ40МцЗЖ	1000...1060	600	1,6	—	—	25	0,047	—
ЛЦ40МцЗА	1030...1090	350	1,8	—	—	20	0,047	—
ЛЦ38Мц2С2	1020...1080	400	1,8	0,016	0,24	60	0,05	—
ЛЦ40С	1000...1060	300	2,2	0,013	0,17	80	0,059	0,02
ЛЦ40Сд	1000...1060	270	2,2	0,013	0,17	—	0,059	—
ЛЦ40Мц1,5	1000...1060	360	1,6	—	—	30	0,05	—
ЛЦ30А3	1095...1150	570	1,55	—	—	30	—	—
ЛЦ16К4	1000...1060	800	1,7	0,01	0,19	30	0,068	—
ЛЦ14К3С3	1000...1050	600	1,7	0,009	0,15	50	—	—
ЛЦ25С2	1000...1060	470	1,7	—	—	25	—	—
ЛЦ23А6Ж3Мц2	1030...1090	400	1,9	—	—	—	—	—
ЛЦ37Мц2С2К	1040...1090	400	1,4	—	—	80	—	—

Обрабатываемость резанием указана в процентах от обрабатываемости латуни марки ЛС63—3.

Таблица 2.4

Типичные механические свойства литейных латуней

Марка сплава	Способ литья	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ %	НВ, МПа	КСУ, МДж/м ²
ЛЦ40МцЗЖ	Песчаная форма	450...550	170...240	18	950	—
	Кокиль	550...650	—	10	1000...1100	0,35
ЛЦ38Мц2С2	Песчаная форма	300...400	220...280	15	800	—
	Кокиль	350...450	220...280	10	800...950	—
ЛЦ40С	Песчаная форма	—	150...180	12	700	—
	Кокиль	250...350	—	20	800...900	0,26
	Центробежное	200	—	20	800	—
ЛЦ40Мц1,5	Песчаная форма	380	—	20	1000	—
	Кокиль	395	—	20	1000...1100	—
ЛЦ30А3	Песчаная форма	300...340	150...180	12	800	—
	Кокиль	400...450	—	12...18	850...950	0,8
ЛЦ16К4	Песчаная форма	300...350	120...200	15	1100	—
	Кокиль	350...500	—	15...20	1000...1100	1,2
	Центробежное	300...500	—	—	—	—
ЛЦ14К3С3	Песчаная форма	250...300	140	8	950	—
	Кокиль	300...400	—	15...18	900...1000	0,4
	Центробежное	350...400	—	—	—	—

Окончание табл. 2.4

Марка сплава	Способ литья	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ %	НВ, МПа	КСУ, МДж/м ²
ЛЦ25С2	Песчаная форма	250...300	—	10	600...800	—
ЛЦ23А6ЖЗМц2	Песчаная форма	690	—	7	1600	—
	Кокиль	710	300 ...350	7...10	1700	0,14
	Центробежное	710...750	—	8	—	—

Многокомпонентные латуни (типа ЛЦ23А6ЖЗМц2 и др.) отличаются высокой стойкостью против износа при работе на трение и применяются для изготовления изделий (подшипников, втулок, вкладышей и т. п.), для которых характерны высокие давления и сравнительно большие скорости вращения.

Механические свойства в значительной степени зависят от способа литья. Лучший комплекс свойств получается при литье в металлическую форму (табл. 2.5). Из латуни ЛЦ40Сд отливают втулки, тройники, переходники, сепараторы подшипников методом литья под давлением. Из латуни ЛЦ23А6ЖЗМц2 отливают ответственные детали литьем в кокиль и центробежным способом литья, работающие при высоких удельных знакопеременных нагрузках. Наилучшей жидкотекучестью среди латуней обладает латунь ЛЦ16К4, что позволяет получать из нее тонкостенные отливки сложной конфигурации. Из латуней ЛЦ40С, ЛЦ16К4 и некоторых других марок получают фасонные отливки сложной формы с хорошим качеством поверхности, которые не требуют механической обработки.

Таблица 2.5

Гарантируемые механические свойства литейных латуней

Марка сплава	Способ литья	Механические свойства, не менее		
		σ_b , МПа	δ , %	НВ, МПа
ЛЦ40Мц3Ж	Песчаная форма	441	18	900
	Кокиль	490	10	1000
	Под давлением	392	10	900
ЛЦ40Мц3А	Кокиль, центробежное	441	15	1150
ЛЦ38Мц2С2	Песчаная форма	245	15	800
	Кокиль	343	10	850
ЛЦ40С	Песчаная форма	215	12	700
	Кокиль, центробежное	215	20	800
ЛЦ40Сд	Кокиль	264	18	1000
	Под давлением	196	6	700
ЛЦ40Мц1,5	Песчаная форма	372	20	1000
	Кокиль, центробежное	392	20	1100

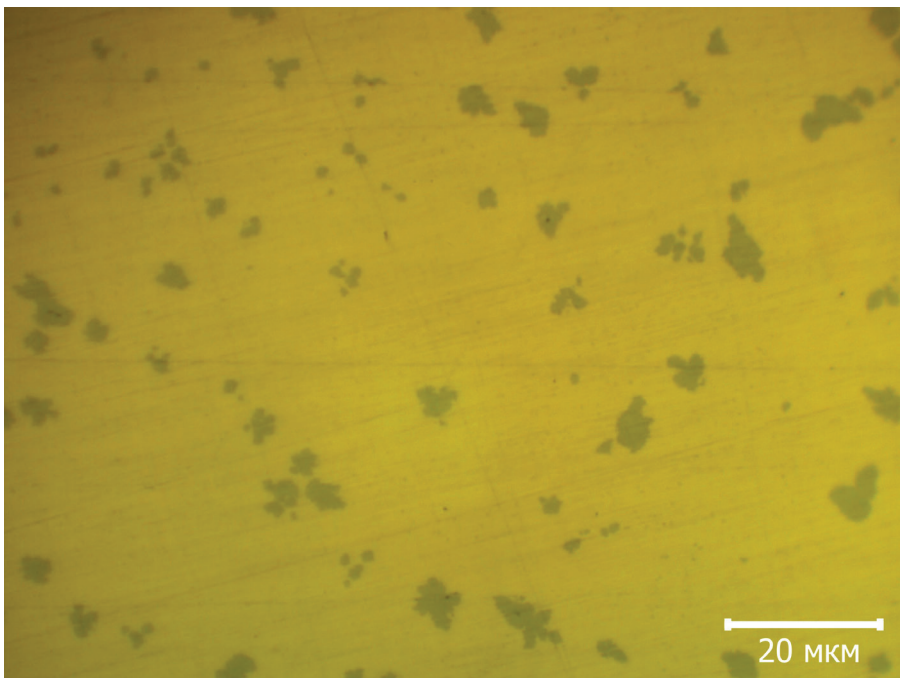
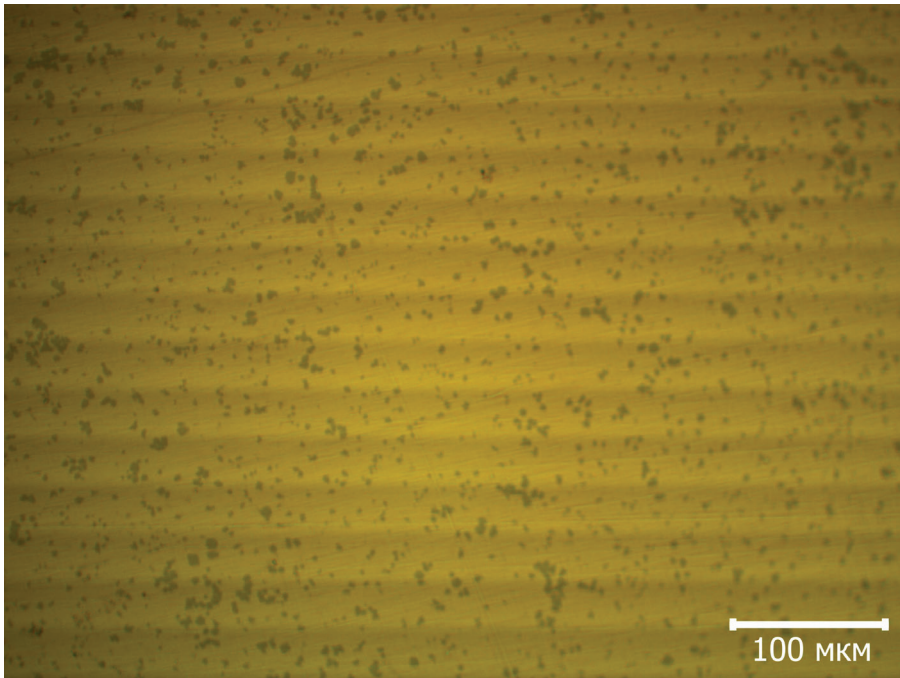
Окончание табл. 2.5

Марка сплава	Способ литья	Механические свойства, не менее		
		σ_b , МПа	δ , %	НВ, МПа
ЛЦ30А3	Песчаная форма Кокиль	294	12	800
		392	15	900
ЛЦ16К4	Песчаная форма Кокиль	294	15	1000
		343	15	1100
ЛЦ14К3С3	Песчаная форма Кокиль	245	7	900
		294	15	1000
ЛЦ23А6Ж3Мц2	Песчаная форма Кокиль, центробежное	686	7	1600
		705	7	1650
ЛЦ37Мц2С2К	Кокиль	343	2	1100
ЛЦ25С2	Песчаная форма	146	8	600

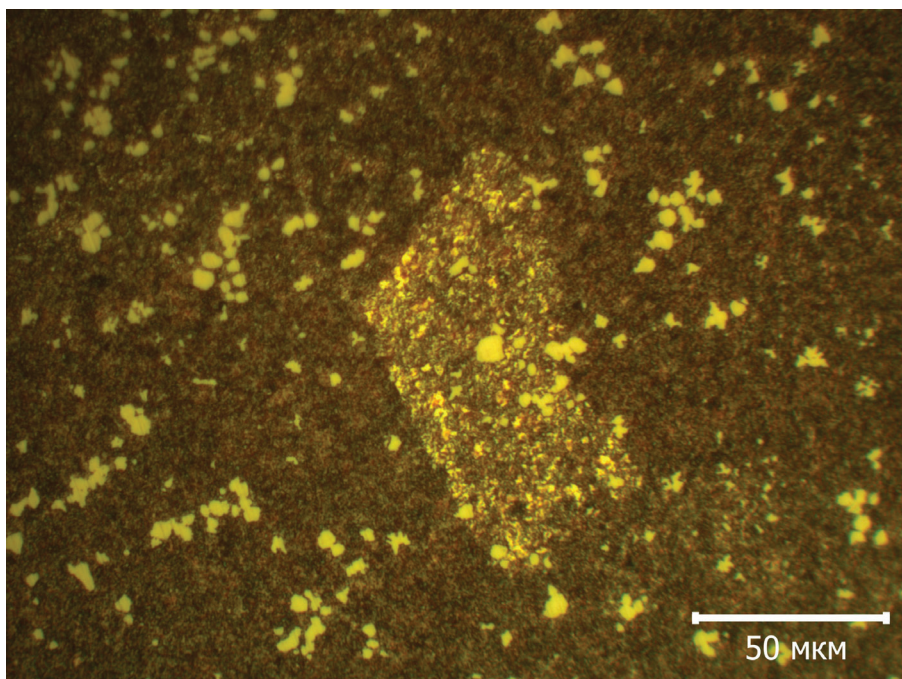
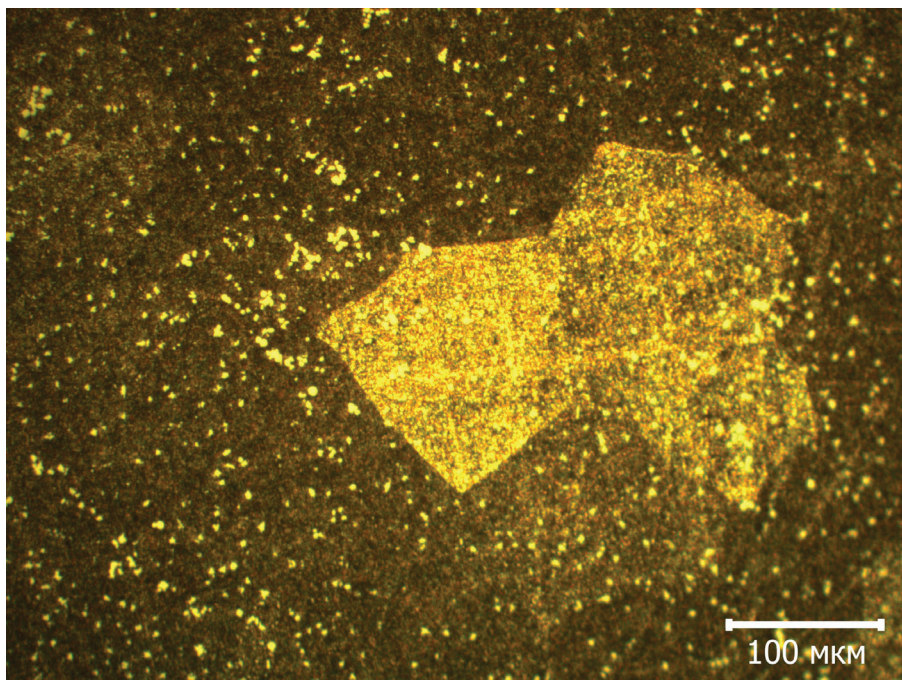
Основным недостатком большинства латуней по сравнению с бронзами является их пониженная коррозионная стойкость в некоторых средах (морская вода и др.), связанная с обесцинкованием латуней и коррозионным разрушением изделий. Однако имеются марки литейных латуней, например, кремнистая ЛЦ16К4 и др., которые не уступают по коррозионным свойствам бронзам и являются полноправными заменителями коррозионно-стойких бронз. Многокомпонентные литейные латуни с большим количеством β -фазы склонны к сезонному растрескиванию при наличии остаточных напряжений. Для устранения этого недостатка необходимо проводить низкотемпературный отжиг.

Литейные латуни плавят в индукционных канальных, а также в индукционных тигельных печах на средних и промышленных частотах. Особенностью плавки латуней является высокая упругость паров цинка над жидким металлом. Причем с увеличением температуры упругость паров цинка увеличивается, при этом потери цинка в виде угара достигают 3...5 %. Поэтому проведение плавки с максимальным угаром и потерями легирующих компонентов является одним из основных требований при разработке технологии плавки латуней. Образующиеся защитные свойства пленки ZnO на поверхности расплава не высокие, поэтому при плавке используют флюсы. Из жидких флюсов наиболее известным является стекло ($mSiO_2 \cdot nNa_2O$) с различными разжижающими добавками. Наиболее распространенный флюс следующего состава, %: 60 — $NaCl$, 30 — Na_2CO_3 и 10 — Na_3AlF_6 ; древесный уголь с добавками криолита, смеси буры с $NaCl$ и др.

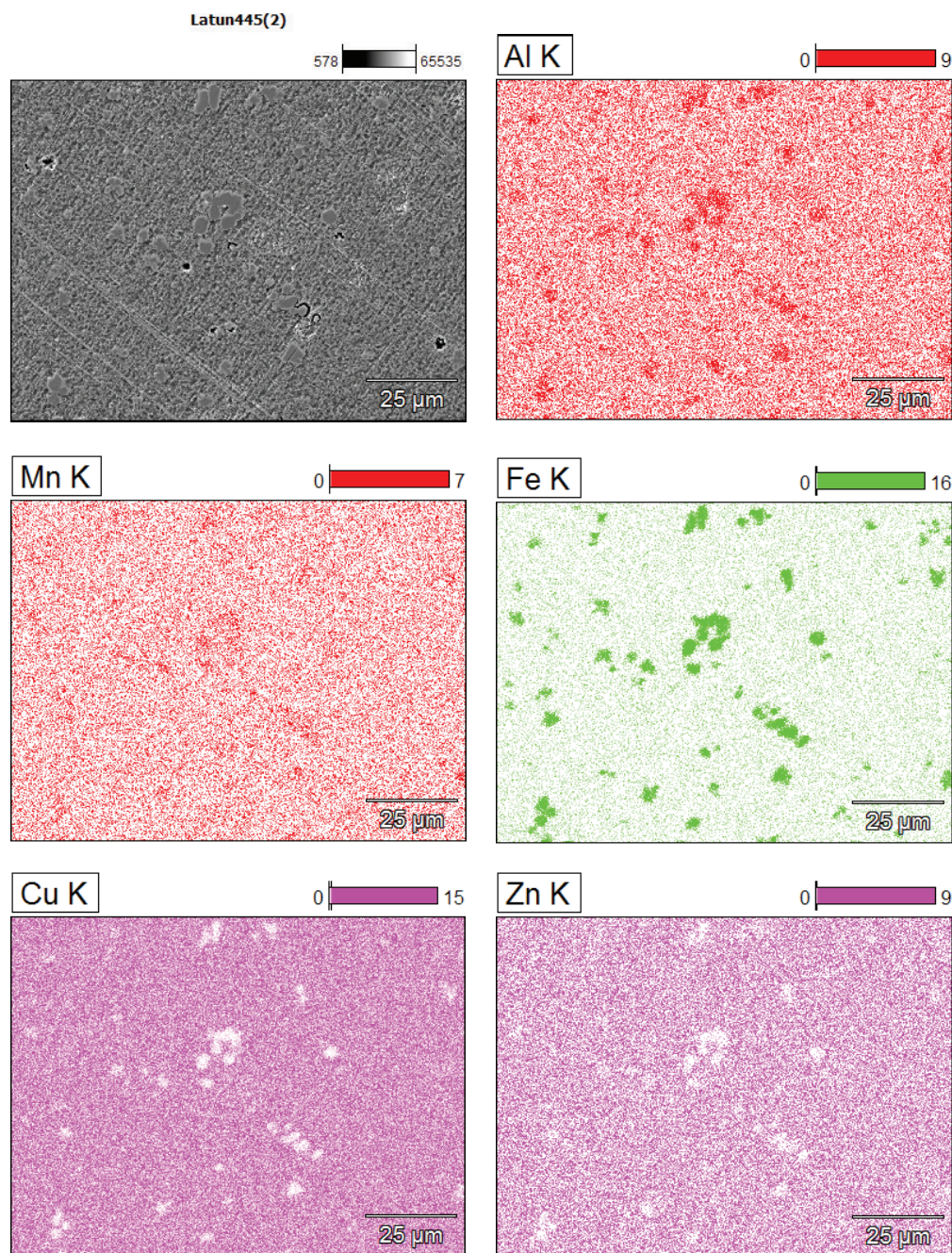
**Микроструктура литейной латуни марки ЛЦ23А6Ж3Мц2
(нетравлено; серые включения — γ_{Fe} , матрица — β -фаза)**



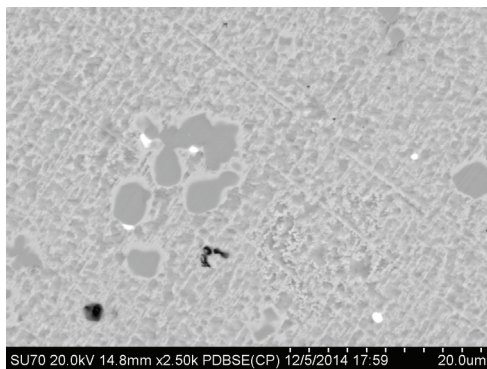
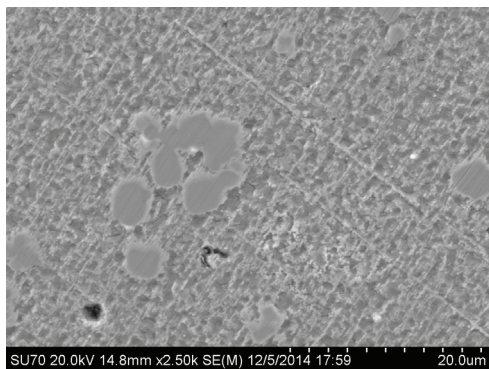
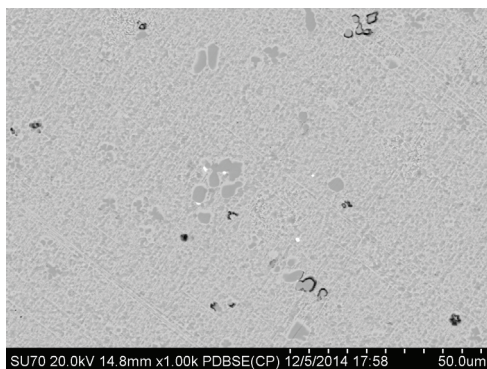
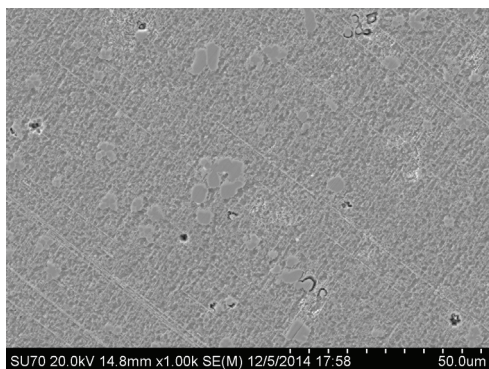
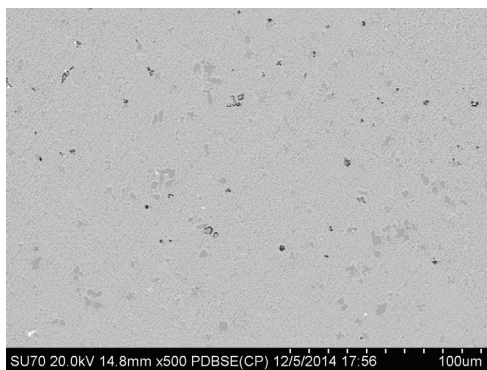
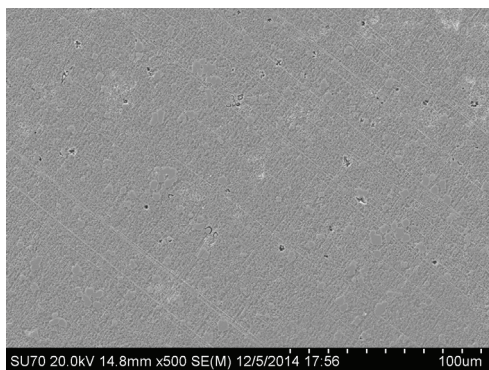
**Микроструктура литейной латуни марки ЛЦ23А6Ж3Мц2
(травлено; светлые включения — γ_{Fe} , матрица — β -фаза)**



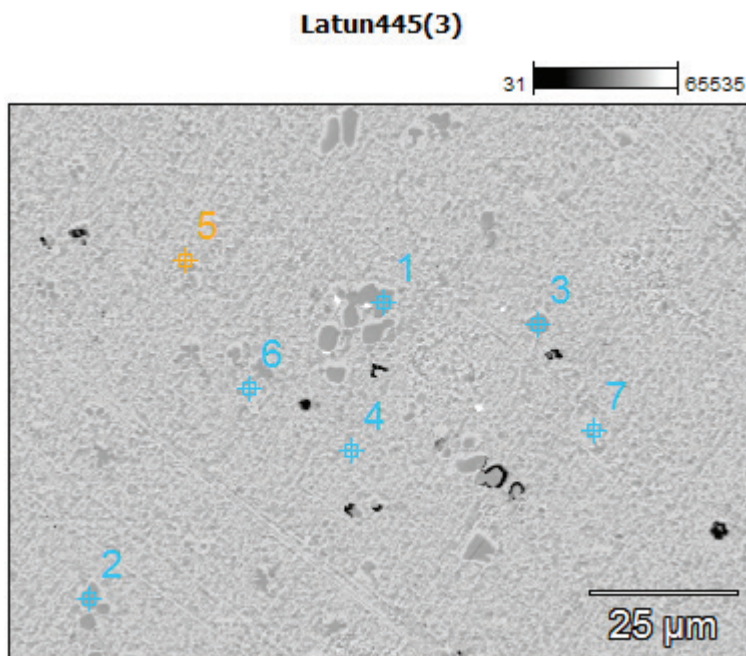
Электронное изображение участка шлифа образца литейной латуни марки
ЛЦ23А6Ж3Мц2 и карты распределения легирующих элементов на этом участке



**Микроструктура литейной латуни марки ЛЦ23А6Ж3Мц2,
снятая во вторичных (SEM) и обратно отраженных (PDBSE) электронах**

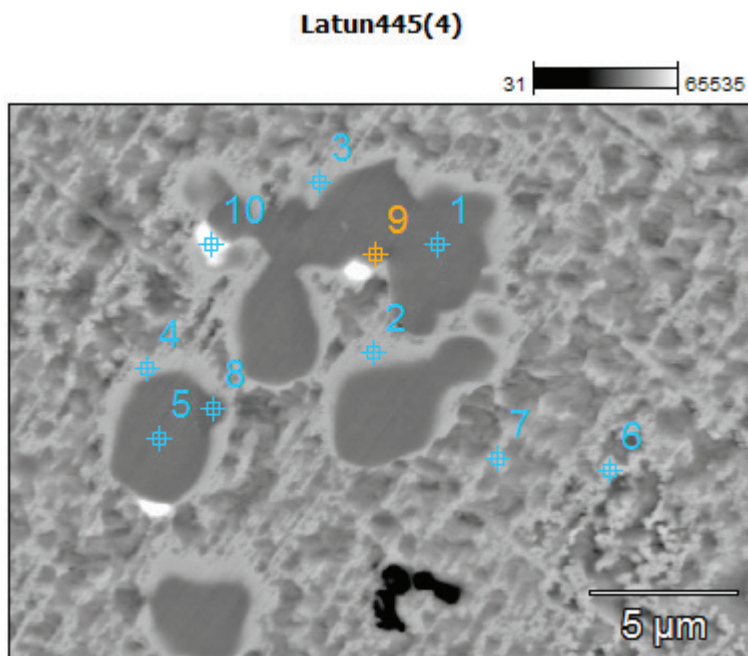


**Результаты микрорентгеноспектрального анализа фазовых составляющих
в структуре литейной латуни марки ЛЦ23А6Ж3Мц2**



Номер спектра	Содержание элемента, мас. %					
	Al	Si	Mn	Fe	Cu	Zn
1	12,53	2,38	7,10	69,72	8,26	—
2	12,67	2,32	7,82	67,48	9,72	—
3	12,75	2,14	7,54	69,89	7,67	—
4	7,84	—	2,99	0,56	64,98	23,63
5	13,54	0,45	8,22	54,08	23,71	—
6	9,47	—	3,46	6,96	57,97	22,15
7	6,35	—	3,25	0,75	65,12	24,53

**Результаты микрорентгеноспектрального анализа фазовых составляющих
в структуре литейной латуни марки ЛЦ23А6Ж3Мц2**



Номер спектра	Содержание элемента, мас. %						
	Al	Si	Mn	Fe	Cu	Zn	Pb
1	12,57	2,40	7,18	69,73	8,12	—	—
2	8,25	0,33	3,13	6,61	59,30	22,38	—
3	8,60	0,27	3,58	10,32	56,25	20,98	—
4	10,67	0,47	4,98	21,78	45,18	16,93	—
5	12,15	2,77	7,25	69,86	7,97	—	—
6	6,59	—	2,98	0,84	65,84	23,75	—
7	5,74	—	3,29	1,15	65,20	24,62	—
8	12,21	1,19	8,97	67,48	10,15	—	—
9	4,64	—	2,03	5,38	30,40	11,40	46,15
10	6,01	—	3,22	1,57	64,56	23,63	1,00

При плавке литейных латуней в качестве шихтовых материалов применяют металлы промышленной чистоты, а также марочные латуни в виде чушек (ГОСТ 1020–97), лигатуры (табл. 2.6) и отходы собственного производства.

Таблица 2.6

Состав лигатур, применяемых при плавке медных сплавов

Лигатура	Состав, мас. %	Температура плавления, °С
Медь-марганец	73Cu; 27Mn	860
Медь-кремний	84Cu; 16Si	800
Медь-олово	50Cu; 50Sn	780
Медь-железо	90...95Cu; 5...10Fe	1200...1330
Медь-алюминий	67Cu; 33Al	780
	50Cu; 50Al	580
Медь-сурьма	50Cu; 50Sb	670
Медь-никель	67...85Cu; 15...33Ni	1150...1250
Медь-кадмий	70Cu; 30Cd	850
Медь-никель-алюминий	40Cu; 10Ni; 50Al	670

При плавке латуней с использованием чушек в разогретую печь загружают чушки и крупные отходы, после расплавления вводят мелкие отходы. Если в шихту допускается стружка, то ее предварительно перемешивают с солевыми флюсами для уменьшения угара. При необходимости проводят подшихтовку чистыми металлами. Тугоплавкие компоненты (Fe, Si, Mn, Ni) вводят в латунь в виде лигатуры на основе меди в период наиболее высокой температуры расплава для лучшего растворения, либо загружают в начале плавки с твердой заважкой. Легкоплавкие компоненты (Al, Sn, Pb) вводят в конце плавки. Готовность сплава оценивают по излому отлитой пробы: если излом мелкозернистый, а на поверхности пробы отсутствуют ликвационные наплывы, значит сплав качественный и можно приступать к разливке. Если обнаруживается высокая насыщенность сплава газами, то производят дегазацию, продувая расплав азотом, либо дегазацию перегревом. При плавке латуни ЛЦ40С для снижения угара цинка применяют комбинированный покров из древесного угля и криолита.

Кремнистые латуни плавят под флюсом, состоящим из 50 % кальцинированной соды и 50 % плавильного шпата. Латуни, содержащие алюминий, плавят с теми же предосторожностями, что и алюминиевые бронзы: перед вводом алюминия расплав раскисляют фосфористой медью, не допускается излишнего перегрева расплава, чтобы исключить повышенное окисление, применяют покровные и рафинирующие флюсы, а также продувку инертными газами (азотом или аргоном).

3. Никелевые литейные сплавы

3.1. Конструкционные никелевые сплавы

Никель является одним из важнейших промышленных металлов. Чистый никель имеет высокую прочность ($\sigma_B = 400 \dots 500$ МПа) и пластичность ($\delta = 50\%$), обладает высокой химической стойкостью.

Никель имеет плотность $8,907 \text{ г/см}^3$, кристаллическую решетку ГЦК с периодом $0,408 \text{ нм}$. Температура плавления никеля равна 1455°C , кипения — 3080°C . Сплавы на основе никеля характеризуются высоким энергетическим сопротивлением и коррозионной стойкостью, а также обладают повышенной жаропрочностью и жаростойкостью.

На структуру и свойства никеля существенное влияние оказывают находящиеся в нем примеси — Co, Fe, Si, C, O_2 , S, Cu. Примеси Co, Fe, Si и Cu, образующие с никелем твердые растворы, оказывают незначительное влияние на его механические свойства и несколько повышают электрическое сопротивление.

Углерод обычно используют в качестве раскислителя никеля. Но уже при содержании его более $0,1\%$ никель становится хладоломким вследствие выделения по границам зерен углерода в форме графита.

Сера очень вредная примесь. В никеле она находится в виде сульфида Ni_2S , который образует с никелем легкоплавкую эвтектику $\text{Ni} - \text{Ni}_2\text{S}$. Эвтектика имеет температуру плавления 644°C , выделяется по границам зерен и делает никель непластичным. Когда в никеле содержится более $0,01\%$ серы, он не может быть обработан давлением даже в горячем состоянии. Пластичность никеля может быть восстановлена при обработке его магнием. Магний связывает серу в тугоплавкое химическое соединение MgS . Поскольку это соединение кристаллизу-

ется первым, оно попадает внутрь зерна и может оказать модифицирующее воздействие.

Кислород в никеле находится в виде закиси никеля и располагается как по границам зерен, так и внутри зерна. К числу вредных примесей относятся висмут, свинец, сурьма, мышьяк, селен, кадмий и фосфор.

Все сплавы никеля по их применению в технике можно условно разделить на пять основных групп: конструкционные, электротехнические, сплавы с особыми физическими и химическими свойствами, жаропрочные и жаростойкие сплавы.

Взаимодействие никеля с легирующими элементами в значительной мере определяется его положением в периодической системе, поскольку он является переходным металлом. Никель образует непрерывные твердые растворы с промышленно важными металлами: Cu, Mn, Co, Fe и некоторыми дорогостоящими металлами. Медь, марганец и кобальт используются в качестве основных легирующих элементов, а железо в большинстве случаев рассматривается как нейтральная примесь. Растворное упрочнение в системах с неограниченными твердыми растворами не дает значительного повышения прочности, но позволяет в широком диапазоне изменять физические свойства сплавов. С большинством практически важных переходных металлов (Ti, V, Cr, Zr, Nb, Mo, Hf, Ta, W) никель образует эвтектическое равновесие со значительной растворимостью в твердом состоянии. Образование металлоидных фаз и уменьшение растворимости с понижением температуры создают предпосылки для эффективного растворного и дисперсионного упрочнения.

Особенно интересны в этом отношении элементы Ti, Cr, Nb, Mo, Ta, W, которые применяются в качестве основных и вспомогательных легирующих элементов в жаропрочных никелевых сплавах. При введении этих элементов в сплав в количестве 8...10 % они незначительно понижают температуру плавления никеля. Это обстоятельство является важным для сохранения жаропрочности. Цирконий и гафний вводятся в жаропрочные сплавы в виде небольших добавок. Сплавы никеля с переходными металлами являются узко- и среднеинтервальными. Они обладают хорошими литейными свойствами, но склонны к дендритной ликвации.

Разность предельной растворимости и растворимости при 600...700 °C указывает на то, что наибольший эффект при дисперсионном упрочнении должны давать добавки Ti, Nb и Ta. Из них вне

конкуренции оказывается титан как наиболее дешевый и легкий элемент. Кроме того, он оказывает и растворное упрочнение. Элементы W, Mo и Cr используются только для растворного упрочнения.

Особое внимание обращает на себя алюминий, который обладает значительной растворимостью в твердом никеле. С понижением температуры растворимость алюминия в никеле уменьшается и тем самым обеспечивается комплексное растворно-дисперсионное упрочнение. Высокая температура плавления эвтектики (1385 °С) и устойчивый интерметаллид Ni_3Al (γ -фаза) с температурой плавления 1395 °С дополняют ценные для жаропрочных сплавов свойства.

Добавки бора в количестве 0,01 ... 0,3 мас. % вводятся для измельчения структуры и улучшения технологических свойств, поскольку бориды никеля являются устойчивыми соединениями. Углерод в никелевых сплавах практически полностью связан в карбиды сильными карбидообразующими элементами — Ti, Mo, W. Карбиды и карбонитриды создают дополнительное упрочнение границ зерен. В связи с этим углерод в жаропрочных сплавах рассматривается как необходимая добавка и вводится в количестве 0,1 ... 0,2 мас. %.

Монель–металл (система никель–медь, никель–медь–кремний)

Из группы литейных сплавов на основе никеля и меди наибольшее распространение получил монель–металл.

Монель–металл обладает коррозионной стойкостью во многих химических реагентах (в дистиллированной, жесткой, мягкой, соленой и морской воде, серной кислоте, плавиковой и органических кислотах, растворах нейтральных и щелочных солей и др.). Кроме того, монель–металл отличается высоким сопротивлением кавитации и ударам в морской воде.

Известно несколько композиций сплавов на основе никеля и меди с добавкой (или без нее) других компонентов. Наиболее распространенная марка сплава НМЖМц28-2,5-1,5. По структуре сплав — твердый раствор меди, железа и марганца в никеле. Добавки железа и марганца несколько превышают прочность. В монель–металле этой марки допускается до 0,5 мас. % кремния. Существует монель–металл с повышенным содержанием кремния (до 1 мас. %).

Механические свойства сплава НМЖМЦ28-2,5-1,5 следующие: $\sigma_{\text{в}} = 400 \dots 500$ МПа, $\delta = 20 \dots 35$ %, $\text{НВ} = 1350$ МПа.

Добавка в сплав 3...4 % Si (кремнистый монель) снижает температуру плавления до 1270...1210 °С и улучшает литейные свойства сплава, σ_v повышается до 700 МПа, а твердость НВ — до 3300 МПа. Отливки становятся хрупкими ($\delta = 0,5\%$), но сплав обладает высокой износостойкостью. Отливки из монель—металла, содержащего 1,0...1,2 % Si, отмечаются относительной стабильностью свойств при температурах 350...450 °С. Такое содержание кремния рекомендуется в сплавах для изготовления малонагруженных отливок. В тех случаях, когда требуется повышенное сопротивление износу и эрозии, содержание кремния в сплаве увеличивают.

Наличие свинца в монель—металле не допускается. Литейная усадка составляет 2 %. Из монель—металла отливают рабочие колеса насосов, корпуса клапанов, тройники, втулки, краны, подшипники специального назначения и другие.

Сплавы системы никель—медь—олово и никель—медь—олово—свинец

Сплавы никеля рассматриваемого типа относятся к бронзам. Бронзы, содержащие 40...50 % никеля, применяются в машиностроении для изготовления литых втулок и седел паровых клапанов, корпусов центробежных насосов, уплотнительных колец, коррозионно-стойких подшипников и т. п. Эти сплавы характеризуются очень хорошими антифрикционными свойствами и стабильностью механических свойств при повышенных температурах.

Отливки из бронзы, содержащей не менее 50 % никеля и не более 5 % олова отличаются высокой устойчивостью в атмосфере пара при температуре 350...400 °С. Олово в этих сплавах при такой температуре увеличивает их склонность к старению. Поэтому определенному содержанию никеля должно соответствовать максимально допустимое содержание олова. В сплавах, содержащих не менее 50 % Ni, должно быть соблюдено соотношение никеля и олова, равное 10:1.

Иногда в сплавы с целью повышения твердости вводится кремний (до 3 мас. %). Предел прочности сплава с кремнием составляет 400...600 МПа, относительное удлинение около 1 %, твердость по Бринеллю — 1500...4000 МПа. Из сплава, содержащего кремний, отливаются крышки и седла клапанов.

Предел прочности при растяжении сплавов системы Ni—Cu—Sn в среднем составляет 350...450 МПа, относительное удлинение —

10...20 %, а твердость — НВ 1000...1700 МПа. Из этих сплавов изготавливают ненагруженные крышки клапанов, корпуса центробежных насосов, уплотнительные кольца, коррозионно-стойкие подшипники и др. Литейная усадка сплавов в зависимости от их состава составляет 1,45...1,95 %.

Сплавы системы никель–хром и никель–хром–железо

К сплавам никель–хром относятся нихромы ХН78 Т (ЭИ435). Эти жаростойкие сплавы имеют структуру γ -твердого раствора и находят применение для изготовления сопловых лопаток, работающих при температуре до 800 °С. К числу таких сплавов относится нихром типа 80–20 с небольшой добавкой титана (0,15 ...0,35 %) и алюминия (до 0,15 %), используемый для изготовления деталей методом литья под давлением.

Вследствие малого различия атомных объемов никеля и хрома растворное упрочнение незначительно, поэтому нихром обладает невысокой прочностью ($\sigma_b = 500$ МПа) и достаточно хорошей пластичностью ($\delta = 5...15$ %). Высокая жаростойкость сплава обусловлена образованием плотного оксидного слоя Cr_2O_3 с хорошими защитными свойствами. Добавки алюминия, титана и кремния улучшают окислостойкость и одновременно повышают прочностные характеристики. Нихром является среднеинтервальным сплавом, имеет температуру плавления $T_{\text{пл}} = 1400$ °С, интервал кристаллизации $\Delta T_{\text{кр}} = 20...30$ °С, дает плотные отливки с линейной усадкой 1,9...2,0 %. Сплав склонен к ликвации. Применяется для получения отливок жаростойкой арматуры и печного оборудования. Нихром используется также для изготовления нагревательных элементов, так как обладает повышенным электросопротивлением.

Отливки из сплавов никель–хром–железо отличаются высокой устойчивостью против окисления и хорошими механическими свойствами при высоких температурах.

Наряду с высокой жаростойкостью в условиях окислительных и восстановительных газов и стойкостью против термических ударов отливки из сплавов никель–хром–железо (марка ЭИ418) отличаются высокой устойчивостью против насыщения углеродом и в связи с этим хорошо работают в цементационных установках. Сплав ЭИ418 в литом состоянии характеризуется следующими свойствами: $\sigma_b = 470...510$ МПа, $\delta = 10...15$ %, НВ = 1500...1700 МПа.

Сплавы системы никель–алюминий

Сплавы никель–алюминий не содержат таких дефицитных и дорогостоящих компонентов, как кобальт, хром, ниобий, лантан, гафний и др. Вместе с тем эти сплавы обладают хорошим сочетанием свойств, таких как прочность и коррозионная стойкость при повышенных температурах. В этих сплавах никель с алюминием образуют фазы NiAl и Ni_3Al .

Содержание алюминия в этих сплавах составляет от 14 до 30 мас. %. Максимальная твердость получена в сплавах с содержанием алюминия 17,5 и 25 %. Особенностью свойств сплава с 17,5 % Al является высокая стабильность свойств при повышенных температурах. Например, при 815 °С этот сплав в литом состоянии имел предел прочности при растяжении, равный 370 МПа. Следует отметить, что при этом относительное удлинение практически равно нулю. Гомогенизация сплава приводит к уменьшению структурной неоднородности и повышению механических свойств.

Модифицирование сплавов никель–алюминий бором, углеродом, кальцием, литием, титаном, молибденом и редкоземельными металлами позволяет значительно улучшить свойства сплавов.

В связи со склонностью алюминия к окислению эти сплавы рекомендуется выплавлять под вакуумом.

Сплавы системы никель–кремний

Основным представителем этой группы сплавов является сплав, содержащий около 90 % никеля и 10 % кремния. Он известен под названием «Хастеллой Д». Отливки из этого сплава используются в условиях контакта с серной кислотой и при любых температурах. Они хорошо работают в различных агрессивных средах — уксусной, муравьиной кислотах, сернистом газе и аммиаке. Кроме того, эти сплавы хорошо сопротивляются износу и в этом отношении превосходят высококремнистые чугуны. Обработка резанием затруднена. В связи с этим производится отжиг отливок при температуре 1050...1065 °С. При этом несколько снижается твердость с 50...55 до 40...45 HRC и улучшается обрабатываемость.

Никелевый сплав, содержащий 83 % никеля, 9 % кремния и 3 % меди, характеризуется дополнительной высокой стойкостью в фосфорной кислоте.

Предел прочности при растяжении сплава никель—кремний составляет 250...280 МПа, а при введении 3 % меди — 450 МПа. Твердость по Бринеллю равна 400 ...500 МПа, температура плавления — 1100...1120 °С, линейная усадка — 1,9 %.

Сплавы системы никель—бериллий

Сплавы никеля с 2...3 % Ве применяют для изготовления отливок, работающих при высоких температурах при одновременном сопротивлении коррозии и износу. Из этих сплавов изготавливают пресс-формы литья под давлением, формы для стеклодувного производства, литые штампы, детали насосов, упорные подшипники. Предел прочности при растяжении составляет 1300...1700 МПа, относительное удлинение от 1 до 5 %, твердость по Роквеллу — 54...56. Сплавы являются среднеинтервальными, $\Delta T_{кр}=110...120$ °С. Температура заливки в песчаные формы — 1370...1430 °С, при литье под давлением — 1685...1700 °С. Линейная усадка составляет примерно 1 %.

Эти сплавы отмечаются хорошими литейными свойствами, из них можно производить сложные отливки любыми способами литья.

Сплавы никель—бериллий являются дисперсионно упрочняемыми сплавами. Термическая обработка отливок производится по следующему режиму: нагрев до температуры 1065 ± 12 °С, выдержка в течение 2...3 ч, закалка в воде или масле. Дисперсионное твердение отливок после закалки производится при температуре 510 °С в течение 3 ч. Варьируя термической обработкой, можно получить отливки различной твердости от 18 до 55 HRC.

Сплавы системы никель—молибден, никель—хром—молибден

Промышленное применение нашли сплавы ЭИ460, ЭИ461Л, Н65М17Х15В5Л и Н55М6Х15Л, известные за рубежом под названием «Хастеллой» с индексами А, В, С, F и др. Оливки из этих сплавов часто используют в химическом машиностроении при условии их работы в контакте с различными неорганическими кислотами, жидким хлором, уксусной, муравьиной кислотами и другими органическими кислотами. Предел прочности при растяжении этих сплавов составляет от 400 до 550 МПа, относительное удлинение — 6...20 %, твердость по Бринеллю — 1500...2100 МПа в зависимости от химического состава.

ва. Температура плавления в среднем равна 1300...1350 °С, линейная усадка — 1,9 ...2,0 %.

Эти сплавы имеют аустенитную структуру с тем или иным количеством интерметаллидных соединений. Все они характеризуются стабильностью свойств примерно до 800 °С. При обработке резанием они, подобно некоторым сталям аустенитного класса, упрочняются.

Для улучшения обрабатываемости и повышения коррозионной стойкости отливки подвергаются термообработке по следующему режиму. Отливки из сплава ЭИ460Л и ЭИ461Л нагреваются до температуры 1160...1180 °С, выдерживаются 20...90 мин и быстро охлаждаются на воздухе или в воде. Отливки из сплава Н65М17Х15В5Л нагреваются до 1200...1220 °С, выдерживаются 2...3 ч и быстро охлаждаются на воздухе. Твердость отливок может быть повышена за счет старения.

Все сплавы этого типа являются не только коррозионно-стойкими, но и жаропрочными и эрозионно-стойкими.

3.2. Специальные жаропрочные сплавы на основе никеля

Ракетные и реактивные двигатели, используемые в современной авиации сверхзвуковых скоростей, по условиям эксплуатации отличаются от любых двигателей других машин. В двигателях современных самолетов многие детали нагреваются до температуры более 1000 °С. При работе турбореактивных двигателей лимитирующими факторами материала являются: ползучесть, усталостное разрушение, медленная коррозия.

Современные жаропрочные сплавы делят на три группы, где основой является: 1 — железо, 2 — никель и 3 — кобальт.

Жаропрочные сплавы на основе железа применяют для изготовления деталей, работающих при температуре от 650 до 815 °С, на основе никеля — от 815 до 1100 °С и кобальтовые сплавы — от 870 до 1205 °С.

Жаропрочные сплавы лучших марок чаще всего представляют собой комбинации никеля, хрома, железа и кобальта, упрочненные небольшими количествами углерода, молибдена, вольфрама, титана, алюминия, ниобия, тантала и др. Некоторые из перечисленных добавок вызывают эффекты старения, которые при кратковременных нагревах увеличивают прочность сплава.

Жаропрочные сплавы на основе никеля широко используют для отливки лопаток авиационных газовых турбин, которые испытывают комплексное воздействие различных разрушающих нагрузок. При пуске и остановке двигателя они подвергаются тепловым ударам, ведущим к образованию в них трещин от термической усталости. Трещины из-за термической усталости имеют межкристаллитный характер. Поэтому свойства границ зерен сплавов и их сопротивление охрупчиванию во время службы в результате выпадения хрупких фаз или межкристаллитного окисления имеют первостепенное значение.

Кроме того, в условиях работы двигателя лопатки подвергаются действию очень больших центробежных сил. Поэтому важным является высокое и длительное сопротивление материала лопаток разрушающему действию в условиях высоких температур. Высокое сопротивление разрушению для лопаток является не менее важным конструктивным свойством, чем высокое сопротивление ползучести. Для успешной длительной эксплуатации лопаток авиационных газовых турбин из сплавов на основе никеля при прочих равных условиях решающее значение имеет размер зерна.

Современные жаропрочные литейные сплавы на основе никеля принято делить на две большие группы.

В первой группе упрочняющими элементами, кроме основных компонентов, являются титан или алюминий, а также титан и алюминий совместно. Эти сплавы используют для изготовления отливок, работающих при температурах до 1050...1100 °С и при времени в несколько сотен часов. Плавка и заливка сплавов этой группы вследствие большой склонности титана и алюминия к окислению и образованию в отливках окисных плен производятся в вакууме или в атмосфере инертного газа.

Вторая группа никелевых жаропрочных сплавов в меньшей степени подвержена окислению и не относится к числу активно пленообразующих. Плавки и заливка их производятся в обычных условиях на воздухе. Они используются для изготовления отливок, работающих при температурах до 900 °С.

Ниже будет более подробно дан анализ развития жаропрочных никелевых сплавов для получения отливок с равноосной, направленной и монокристаллической структурами.

Жаропрочные никелевые сплавы для получения отливок с равноосной структурой

Жаропрочные сплавы (ЖС) на никелевой основе нашли широкое применение в современных ГТД, ГТУ и реактивных двигателях. Первое упоминание о хромоникелевых ЖС относится к 1906 г. В связи с высоким сопротивлением коррозии при повышенных температурах они были применены для изготовления электронагревательных элементов. Позднее было установлено, что небольшие добавки кальция, церия, циркония и кремния сильно повышают защитные свойства образующихся пленок.

В 1925 г. было установлено, что сплав типа X20N80 имеет сопротивление ползучести намного больше, чем любые другие существующие в то время материалы. Тщательное исследование этих сплавов показало, что небольшие добавки алюминия или титана делают их восприимчивыми к термической обработке. Первым сплавом этого типа, свойства которого представляли практический интерес, был Nimonic-75: к основе, состоящей из 80 % Ni и 20 % Cr, было добавлено около 0,3 % Ti (при 0,1 % C). Величина его ползучести менее 0,1 % за 300 часов при напряжении 47,2 МПа и температуре 800 °С удовлетворяла первоначальным требованиям. Однако вскоре было установлено, что ползучесть может быть значительно уменьшена добавлением небольших количеств титана, что привело в 1941 г. к созданию сплава Nimonic-80, содержащего около 2,5 % Ti. Этот сплав стал первым из серии ЖС, в которых высокое сопротивление ползучести достигается за счет выделения дисперсных фаз: никель—титановых или никель—алюминиевых соединений, и положил начало созданию других ЖС, в которых упрочнение достигалось введением кобальта, а также различными комбинациями титана и алюминия.

В 1944 г. разработан сплав Nimonic-80A, лучшие свойства которого были достигнуты, благодаря некоторым изменениям в содержании титана и алюминия, а также общему повышению уровня технологии производства. Nimonic-90, содержащий 20 % Co взамен никеля, появился в 1945 г. В 1951 г. оказалось возможным увеличить в этом сплаве содержание титана и алюминия, таким образом был создан сплав Nimonic-95. Последний из этой серии, Nimonic-100, появился в 1955 г., его улучшение было достигнуто введением молибдена и дальнейшим совершенствованием состава. Все эти сплавы составляют основную се-

рию деформируемых жаропрочных сплавов, применяемых, главным образом, для изготовления лопаток газовых турбин.

Первыми литейными жаропрочными сплавами на Ni—Cr основе, получившими промышленное применение, были отечественные сплавы ЖСЗ, ВЛ-7-45 Л и АНВ-300. Затем в США был создан литейный лопаточный сплав GMR-235D. Литейные жаропрочные сплавы серии Nimocast (Nimocast-75, Nimocast-80, Nimocast-90), разработанные в Великобритании примерно в то же время, что и деформируемые сплавы серии Nimonic (1941—1945 гг.), стали использоваться для отливки лопаток значительно позднее.

Создание высокопрочных литейных жаропрочных сплавов существенно облегчилось в середине 50-х годов, когда был усовершенствован метод литья по выплавляемым моделям и получили промышленное применение вакуумная плавка и заливка.

В 80-е годы были разработаны никелевые жаропрочные сплавы с высоким содержанием алюминия, ниобия, тантала — легирующих элементов, стабилизирующих γ' -фазу. Это сплавы под названием ЖС6У, Nimocast-739, Jn-935, Jn-939, Jn-597, Jn-738LC и др. Увеличение времени до разрушения было наиболее наглядно показано на никелевых жаропрочных сплавах Mar-M200, Jn-100, B-1900, Mar-M246. Именно эти сплавы обладают наиболее высокой 100-часовой жаропрочностью при 800...1000 °С. Высокотемпературное разрушение жаропрочных сплавов с равноосной структурой в процессе ползучести происходит чаще всего по границам зерен. Поэтому основным способом повышения механических свойств таких жаропрочных сплавов долгое время были традиционные методы легирования, направленные на упрочнение объема зерен и в особенности их границ. Повышение жаропрочных свойств в этом случае достигалось путем легирования никеля все большим количеством легирующих элементов, совокупное действие которых положительно влияло на то или иное свойство (жаропрочность, пластичность, усталость, сопротивление окислению или газовой коррозии и т. д.). Однако сложное легирование приводит к снижению пластичности жаропрочного сплава, большому разбросу механических свойств и снижению термостойкости.

Поэтому следующим шагом на пути повышения жаропрочности сплавов стало уменьшение протяженности границ зерен (особенно поперечных) путем направленной кристаллизации или создания монокристаллической структуры.

Создание технологии изготовления монокристаллических лопаток послужило основанием для дальнейшего совершенствования составов жаропрочных никелевых сплавов, в частности разработки класса сплавов, не содержащих в своем составе элементов-упрочнителей границ зерен.

Никелевые жаропрочные сплавы для получения отливок с направленной и монокристаллической структурой

Установлено, что исключение поперечных границ зерен в структуре лопатки путем направленной кристаллизации позволяет одновременно повысить их жаропрочность, пластичность и термостойкость.

Процесс направленной кристаллизации организуется таким образом, чтобы зерна росли в направлении продольной оси лопатки. Первое время для направленной кристаллизации использовали жаропрочные сплавы, созданные для равноосного литья. Отсутствие в лопатке поперечных границ зерен привело к 3...5-кратному превосходству по долговечности в условиях термической усталости над обычными отливками (с равноосным зерном) из литейных лопаточных жаропрочных сплавов типа ЖС6У, В-1900, Rene-80, Mar-M247. Однако низкая поперечная прочность отливок со столбчатой структурой послужила толчком к некоторой корректировке состава жаропрочных сплавов, в частности к легированию сплава гафнием. Например, появились сплавы ЖС6Ф, ЖС30, Mar-M200+Hf, PWA-1422 или CM247LC. Гафний модифицирует игольчатые карбиды типа MeC, которые упрочняют продольные границы зерен, повышая тем самым поперечную прочность.

Следующим шагом в совершенствовании направленной кристаллизации было устранение всех границ зерен. Преимуществом единственного направленно закристаллизованного зерна над поликристаллической направленно закристаллизованной отливкой явилось отсутствие потребности в таких средствах, как пластифицирование и упрочнение границ зерен за счет введения в расплав С, В, Zr, Hf. Примером таких сплавов являются ЖС30М, ЖС40, Rene-N4, CMSX-3, PWA-1480 и др. Хотя в ЖС для получения отливок с равноосной структурой концентрация этих легирующих элементов невелика, исключение их из состава сплава привело к существенному изменению структуры и свойств, в частности, характеристических точек и механических свойств. Уста-

новлено, что С, В, Zr, Hf значительно снижают температуру солидус жаропрочных сплавов и в этом случае гомогенизацию монокристалльных изделий можно проводить при температурах на 40...95 °С выше. Повышение температуры гомогенизации до 1260...1320 °С позволило более эффективно использовать упрочняющее влияние легирования, поскольку при этих температурах можно перевести в твердый раствор всю γ' -фазу. Кроме того, большинство жаропрочных сплавов для монокристалльного литья, особенно ренийсодержащие сплавы, имеют более узкий интервал кристаллизации за счет повышения температуры солидус.

Исключение углерода из состава жаропрочных сплавов для монокристалльного литья означает также отсутствие карбидов, которые являются источниками зарождения микротрещин, особенно при циклических испытаниях на усталость, термоусталость и малоцикловую усталость. В результате безуглеродистые жаропрочные сплавы состоят только из сложнелегированного γ -твердого раствора с решеткой ГЦК, упрочненного частицами γ' -фазы на основе интерметаллида $(\text{Ni}, \text{Co})_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Ta}, \text{Nb})$, т. е. являются простой системой $\gamma + \gamma'$.

Стремление повысить жаропрочные свойства за счет легирования привело к появлению в конце 80-х годов жаропрочных сплавов второго поколения, содержащих до 3 % рения (ЖС36, CMSX-4, Rene-N5 и PWA-1484). В 90-х годах были разработаны ренийсодержащие сплавы третьего поколения — ЖС50, CMSX-10 и Rene-N6, в которых концентрация рения увеличена до 6 %. Однако в этих сплавах обнаружено выделение топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз, что значительно понижает длительную прочность монокристаллов в интервале рабочих температур 1050...1100 °С. Для избежания этого в монокристалльных жаропрочных сплавах четвертого поколения типа ЖС55, содержащих около 9 % рения, ограничивают суммарное содержание вольфрама и рения до 12...14 % при ограничении концентрации хрома до 2...2,5 % и исключении молибдена.

При анализе химических составов монокристалльных лопаток из жаропрочных сплавов первого, второго и третьего поколений следует обратить внимание на то, что жаропрочные сплавы типа Rene содержат небольшое количество углерода и бора. По мнению разработчиков этих сплавов введение добавок углерода и бора необходимо для упрочнения малоугловых границ субзерен и снижения вероятности поверхностной рекристаллизации отливок при механической обработке.

В связи с тем, что стоимость монокристаллических лопаток во много раз выше, чем лопаток со столбчатой структурой, продолжается совершенствование составов жаропрочных сплавов для направленной кристаллизации. В частности, ренийсодержащие жаропрочные сплавы для направленной кристаллизации второго поколения ЖС32, СМ-186LC, PWA-1426, Rene-142 по ряду характеристик не уступают жаропрочным сплавам для монокристаллического литья первого поколения типа CMSX-2 и PWA-1480. Разработаны также безрениевые жаропрочные сплавы — ЖС40, SC-84 и TMS-64, не уступающие по длительной высокотемпературной прочности на больших базах испытания жаропрочных сплавов с рением. В этих сплавах концентрация молибдена повышена соответственно до 4,0; 4,3 и 8 %. Молибден растворяется в γ -твердом растворе и в этом смысле является некоторым аналогом рения. В результате плотность сплава стала меньше, а жаростойкость сплавов ухудшилась (особенно сплава TMS-64). На рис. 3.1 и 3.2 представлена зависимость длительной прочности жаропрочных никелевых и кобальтовых сплавов.

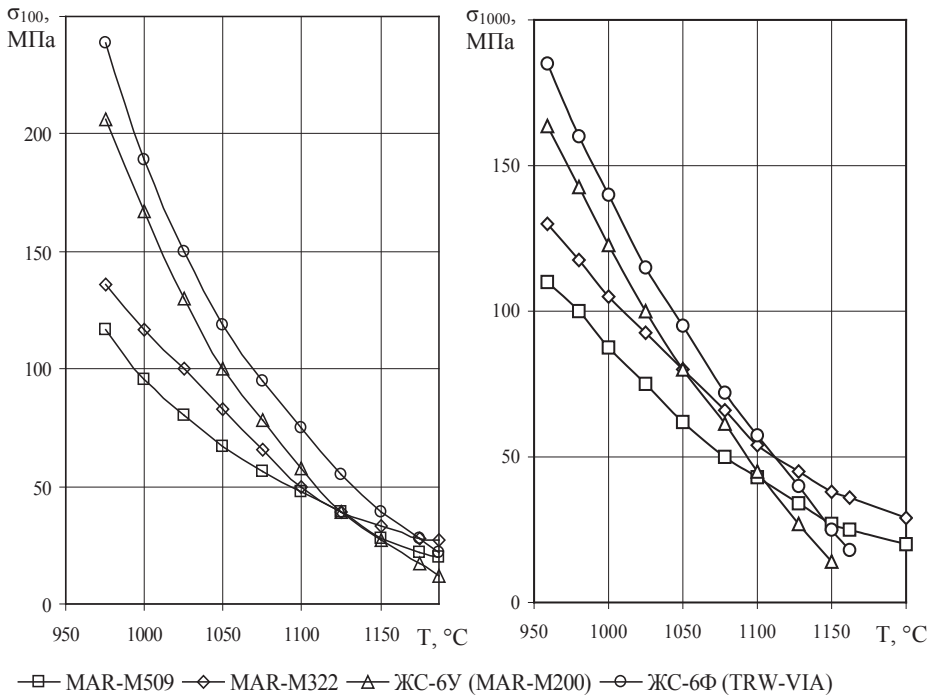


Рис. 3.1. Сравнительные данные по 100-часовой и 1000-часовой длительной прочности жаропрочных кобальтовых и никелевых сплавов

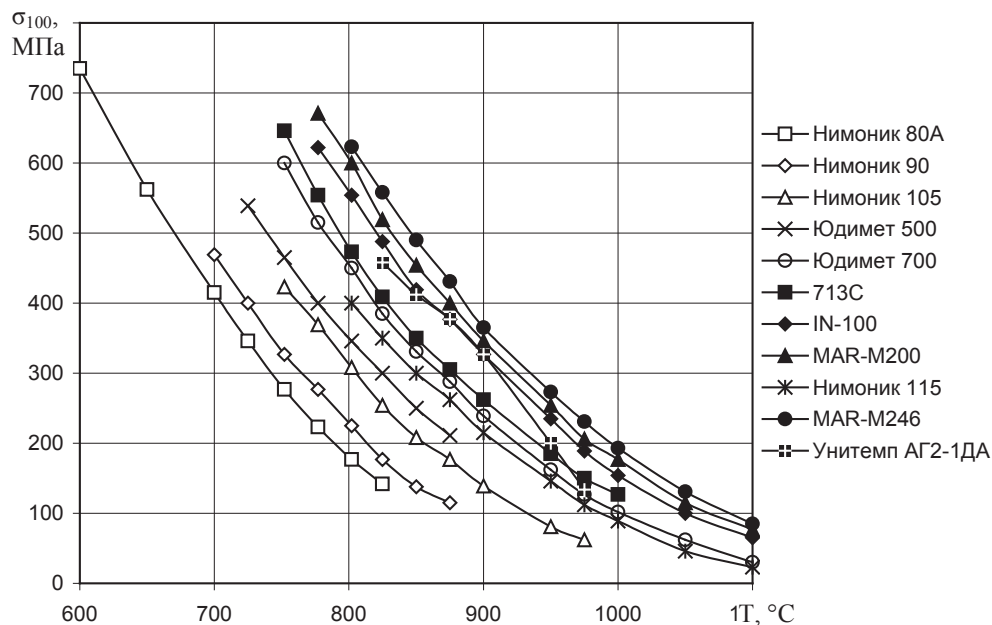


Рис. 3.2. Зависимость 100-часовой длительной прочности никелевых сплавов от температуры

В последнее время работы специалистов направлены на совершенствование составов и режимов термической обработки сплавов с целью повышения их прочностных характеристик, жаростойкости, коррозионной стойкости, улучшение механических свойств. В прил. 4 приведен химический состав промышленных и экспериментальных жаропрочных сплавов для направленной кристаллизации и монокристалльного литья.

Среди всех возможных кристаллографических ориентаций (КГО) монокристаллов и направленно закристаллизованных зерен, соответствующих продольной оси лопатки, наибольшее распространение получила ориентация $\langle 001 \rangle$. Это связано с тем, что в ГЦК-решетке направлению $[001]$ соответствует минимальное значение модуля Юнга, что приводит к максимальному сопротивлению мало- и многоциклового термической усталости таких кристаллов. Кроме того, в ряде случаев используется КГО $\langle 111 \rangle$, соответствующая максимальному значению модуля Юнга и, как следствие, обеспечивающая высокую кратковременную и длительную прочность при температурах до 950...1000 °С, а также для некоторых сплавов и температур до 900 °С лучшую многоцикловую усталостную прочность.

Следует отметить, что присутствующие в шихтовых материалах примеси могут привести к появлению нежелательных фаз, поэтому при производстве жаропрочных монокристаллов предъявляются высокие требования к чистоте сплавов, особенно в отношении неметаллических включений и карбидов. Содержание углерода в ЖС ограничивается концентрацией $(2...4)10^{-3}\%$, серы — $(5...7)10^{-4}\%$, а содержание газообразных примесей O_2 и N_2 должно быть меньше предела их растворимости в никеле $\sim 10^{-4}\%$. Достичь столь малых содержаний примесей можно только специальными и дорогостоящими видами рафинирования. Кроме того, дорогостоящим является и технологическое оборудование, обеспечивающее направленный характер кристаллизации отливки.

Температурный уровень жаропрочности применяемых ЖС продолжает повышаться, однако темп повышения постепенно замедляется в связи с ограниченными возможностями их основы — никеля.

Никелевые сплавы для изготовления штамповой оснастки

Разработка никелевых сплавов началась в конце 30-х годов и была вызвана потребностью в более жаропрочных и износостойких материалах, чем стали, в связи с появлением реактивных двигателей. Первые сплавы на никель-хромовой основе разрабатывались с легированием титаном и алюминием, обеспечивающими дисперсионное твердение за счет выделения когерентной с ГЦК-решеткой γ' -фазы типа $Ni_3(Al, Ti)$. До 50-х годов никелевые сплавы использовались только как деформируемые. Использование метода литья по выплавляемым моделям и вакуумное оборудование печей позволили создать более высоколегированные и износостойкие сплавы.

Основные элементы, входящие в состав жаропрочных никелевых сплавов, можно разделить на следующие группы:

- элементы, образующие аустенитную матрицу с ГЦК-решеткой, — Co, Cr, Mo, W, V;
- элементы, способствующие образованию и выделению γ' -фазы, — Ti, Al, Nb, Ta;
- элементы, сегрегирующие по границам зерен, — Mg, B, C, Zr, Hf.

Необходимо выделить отдельно примесные элементы, поскольку в ряде случаев они оказывают значительное влияние на свойства жаропрочных никелевых сплавов. Кроме того, по виду образуемых хими-

ческих соединений основные легирующие элементы можно разделить на карбидообразующие — Cr, Mo, W, V, Nb, Ta, Ti и оксидообразующие — Cr, Al.

Хром сравнительно слабо упрочняет твердый раствор при высоких температурах, однако он значительно улучшает окалиностойкость.

Кобальт оказывает положительное влияние на жаропрочность никелевых сплавов, упрочняя твердый раствор, а также повышая его термическую стойкость и термическую стойкость γ' -фазы, замещая при этом часть никеля и образуя соединение типа $(\text{Ni}, \text{Co})_3(\text{Ti}, \text{Al})$.

Молибден и вольфрам оказывают благоприятное влияние на жаропрочность, так как, обладая низким коэффициентом диффузии, тормозят процессы разупрочнения при высоких температурах. В присутствии бора и углерода Mo и W могут входить в состав упрочняющих фаз карбидов, боридов и карбонитридов.

Титан и алюминий имеют ограниченную растворимость в никеле, что позволяет получать дисперсные фазы при распаде пересыщенного твердого раствора этих элементов в никеле. Увеличение их концентрации приводит к увеличению количества γ' -фазы в структуре сплава. Однако чрезмерное легирование алюминием увеличивает склонность сплавов к распаду твердого раствора при охлаждении и приводит к появлению грубых выделений первичных фаз. Поэтому суммарное содержание Al и Ti в жаропрочных сплавах ограничивается 7...10 %.

Ниобий измельчает зерно в жаропрочных сплавах, а также оказывает положительное влияние на упрочнение приграничных объемов зерен благодаря образованию карбидов. При достаточных количествах ниобий участвует в образовании интерметаллидной фазы типа Ni_3Nb .

Бор в небольших количествах (до 0,05 %) способствует резкому замедлению диффузии по границам зерен. Цирконий и церий способствуют измельчению частиц γ' -фазы, а также упрочнению границ зерен и приграничных объемов зерна благодаря образованию карбидов.

Вредные примеси, такие как Pb, Sn, S, P, оказывают отрицательное воздействие на жаропрочность никелевых сплавов, которое объясняется образованием легкоплавких эвтектик. В работе показано, что даже малейшие количества примесей снижают длительную прочность и пластичность никелевых сплавов.

В качестве штамповых материалов для изотермической штамповки до 1000 °C в отечественной практике наиболее приемлемыми оказались сплавы типа ЖС6К и ЖС6У. За рубежом получили распространение

никелевые сплавы IN-100 и MAR-M200, обладающие наиболее высоким пределом текучести и жаропрочности при 930...980 °С (табл. 3.1).

Таблица 3.1

Механические свойства никелевых жаропрочных сплавов

Сплав	$\sigma_{0,2}$, МПа			σ_{100} , МПа		
	975 °С	1000 °С	1050 °С	975 °С	1000 °С	1050 °С
ЖС6К	—	310	—	200	150	80
ЖС6У	550	480	—	220	160	110
MAR-M200	—	—	—	200	170	—
TRW-VIA	—	—	—	230	180	—

Наиболее перспективными в этом направлении являются дисперсионно-упрочненные сплавы, способные сохранять работоспособность до 0,9 $T_{пл}$ длительное время.

3.3. Влияние легирующих элементов на жаропрочность никелевых сплавов и определение оптимальных диапазонов их концентрации

В большинстве отечественных и зарубежных работ, посвященных металловедению никелевых жаропрочных сплавов, применяемых для изготовления рабочих лопаток с равноосной, направленной и монокристаллической структурой, предлагается классификация входящих в состав сплава легирующих элементов по месту их преимущественного распределения, в соответствии с которой все легирующие элементы могут быть разделены на следующие основные группы:

- элементы, растворяющиеся преимущественно в γ -твердом растворе (γ -стабилизирующие) — Cr, Mo, Co, Fe, Re;
- элементы, растворяющиеся преимущественно в γ' -фазе (γ' -стабилизирующие) — Ti, Al, Nb, Ta, Hf;
- карбидообразующие элементы — Cr, Mo, W, V, Hf, Nb, Ta, Ti;
- микролегирующие элементы, упрочняющие границы зерен — C, B, Zr, La, Y, Ce и другие РЗМ;
- вредные примеси — Pb, In, As, Bi, Fe, Si, Cu, Sb, Zn, Cd, Te, Tl, S, P и др.

Такой важный легирующий элемент, как вольфрам, в этой классификации отнесен к карбидообразующим, однако он в полной мере может быть отнесен и к первой, и ко второй группе легирующих элементов, так как он не обнаруживает преимущественного распределения в какой-либо одной фазе.

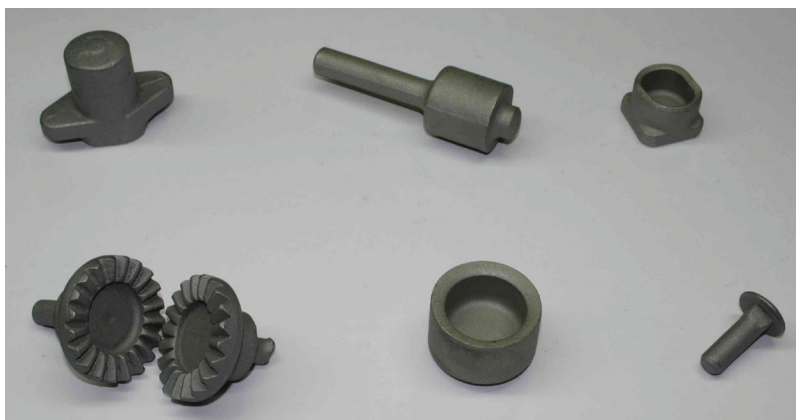
Другим недостатком данной классификации является следующее. Она не позволяет без проведения эксперимента определить принадлежность произвольно взятого химического элемента к одной из вышеприведенных групп. Кроме того, данная классификация не является строгой в том смысле, что один и тот же элемент во многих случаях может принадлежать одновременно к двум и более группам, переходить из одной группы в другую при изменении характера легирования и кристаллизации сплава. В связи с этим была проведена классификация элементов Периодической системы Д. И. Менделеева по механизму их влияния на жаропрочность никелевых сплавов, используемых для получения лопаток с поликристаллической структурой, и некоторых никелевых жаропрочных сплавов, используемых для получения отливок с направленной и монокристалльной структурами. В зависимости от типа начального участка двойной диаграммы «никель—элемент» и предельной растворимости элементов в никеле их можно разделить на следующие основные группы:

- растворные упрочнители, образующие с никелем неограниченные или ограниченные твердые растворы со значительной растворимостью — Cr, W, Mo, Co, Sr, Rh, Pt, Pd, Ru, Os, Re, Tc, т.е. легирующие элементы, упрочняющие аустенитную матрицу никелевых жаропрочных сплавов;
- растворно-дисперсионные упрочнители, образующие с никелем интерметаллические соединения — Ta, Al, Ti, Nb — легирующие элементы, образующие упрочняющую γ' -фазу;
- микролегирующие элементы — C, B, Zr, Ce, Y, Hf, La, Nd, Pr — легирующие элементы, упрочняющие в основном границы зерен за счет связывания вредных примесей в тугоплавкие термодинамически устойчивые соединения;
- вредные примеси — Fe, Si, Mn, P, Cu, S, Pb, Bi, Sb, Te, As, Tl, Rb, Cs, Fr, Se, Sr, Cd, In, Li, Na — элементы, образующие с никелем или легирующими элементами легкоплавкие соединения либо понижающие фазовую стабильность системы.

**Литые детали из жаропрочных литейных сплавов
для авиадвигателестроения**



**Литые детали из жаропрочных литейных сплавов
для авиадвигателестроения**



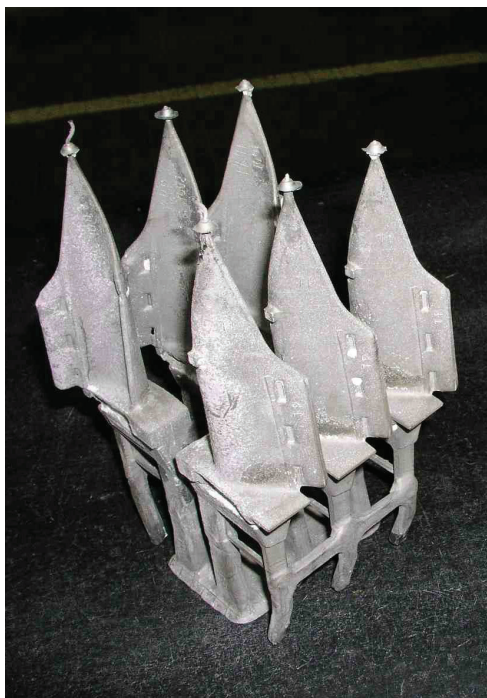
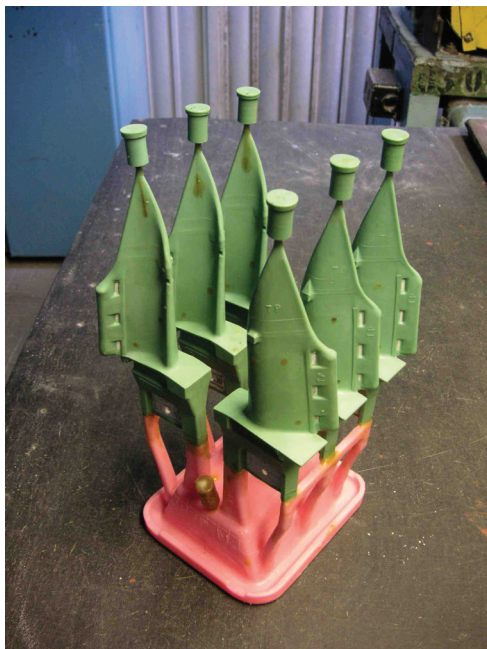
**Установка УВНК для литья лопаток
с направленной кристаллизацией и монокристалльного литья**



**Газостат для устранения внутренних дефектов
в лопатках ГТД**



**Модельный блок, литейная форма, блок отливок
и готовая рабочая лопатка первой ступени ГТД**



Механизм упрочнения растворными упрочнителями основан на внесении искажений в кристаллическую решетку никеля при образовании твердого раствора, препятствующих перемещению подвижных дислокаций, а также снижению скорости диффузии легирующих элементов в γ -твердом растворе. Твердорастворное упрочнение сохраняется вплоть до высоких температур. Однако выше $0,6T_s$, т.е. в области высокотемпературной ползучести, упрочнение γ -фазы зависит от способа диффузии легирующего элемента в твердом растворе. Поэтому легирующие элементы, медленно диффундирующие либо замедляющие скорость диффузии других элементов, являются наиболее эффективными упрочнителями. Выявление однозначной закономерности влияния данных элементов на свойства никелевых жаропрочных сплавов затруднено тем, что они участвуют сразу в нескольких механизмах упрочнения: кроме аустенитной матрицы, они растворяются в интерметаллидных фазах и образуют карбиды различного состава.

Хром в жаропрочных сплавах на основе никеля повышает жаропрочность и коррозионную стойкость за счет образования на поверхности сплава стойких оксидов типа Cr_2O_3 . Снижение длительной прочности с увеличением концентрации Cr связано с тем, что с повышением степени легирования γ -твердого раствора растворимость в нем хрома уменьшается и избыток его может выделяться в виде фаз неблагоприятной морфологии (фазы типа α -Cr, σ - и μ -фазы, карбиды типа $M_{23}C_6$ и M_6C). Кроме того, Cr уменьшает количество выделяющейся при распаде пересыщенного γ -твердого раствора γ' -фазы, ухудшает ее термостабильность и более, чем другие элементы, расширяет интервал кристаллизации жаропрочных сплавов.

Анализ гистограммы, характеризующей зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования хрома в заданной концентрации от содержания хрома (рис. 3.3), показывает, что оптимальное содержание хрома в никелевых жаропрочных сплавах для направленной кристаллизации и монокристалльного литья равно 2...9 ат. %.

Кобальт является элементом весьма близким к никелю по атомному строению и конфигурации электронных орбиталей, образует с никелем неограниченный твердый раствор и несколько повышает температуру солидус сплава и его платичность, одновременно понижая температуру сольвус. Снижение длительной прочности с увеличением концентрации Co связано также с образованием ТПУ-фаз типа Co_7W_6 , охрупчивающих сплав.

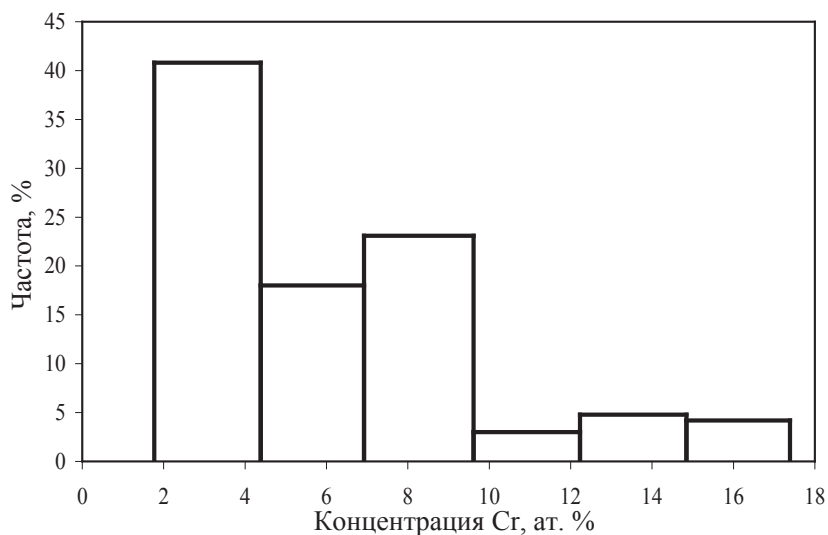


Рис. 3.3. Зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования хрома в заданной концентрации от содержания хрома

Анализ гистограммы, характеризующей зависимость жаропрочности сплава и частоты использования кобальта в заданной концентрации от содержания кобальта (рис. 3.4), показывает, что оптимальное содержание кобальта в никелевых жаропрочных сплавах для направленной кристаллизации и монокристалльного литья равно 4...10 ат. %.

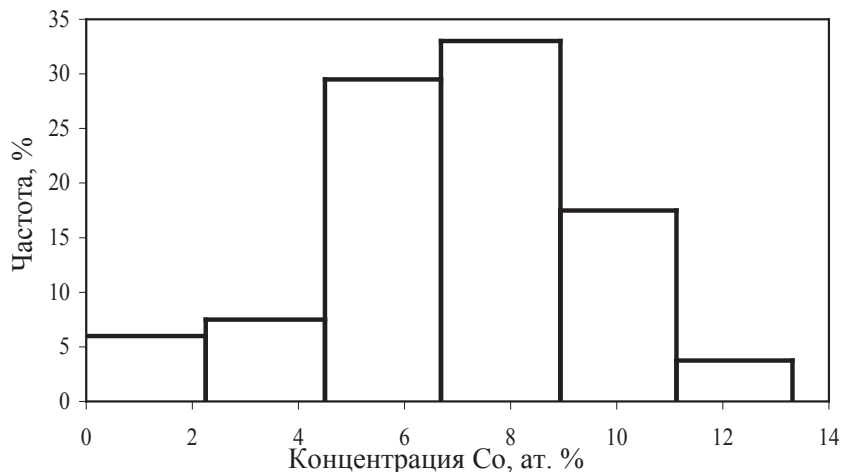


Рис. 3.4. Зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования кобальта в заданной концентрации от содержания кобальта

Молибден растворяется преимущественно в γ -твердом растворе, повышает термостабильность γ' -фазы и препятствует ее коагуляции, замедляя диффузию алюминия в γ -твердом растворе. Наличие в сплаве молибдена также повышает стойкость к сульфидной коррозии, однако при этом снижается жаростойкость из-за образования легколетучих оксидов. Кроме того, молибден понижает температуру солидус сплава. Избыток молибдена также делает сплав склонным к выделению ТПУ-фаз μ , σ и карбидных фаз M_6C с неблагоприятной морфологией. В связи с этим в современных ЖС на основе никеля молибден признается менее эффективным упрочнителем, чем, например, вольфрам и рений.

Анализ гистограммы, характеризующей зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования молибдена в заданной концентрации от содержания молибдена (рис. 3.5), показывает, что оптимальное содержание молибдена в никелевых жаропрочных сплавах для направленной кристаллизации и монокристалльного литья равно 0,1...0,7 ат. %.

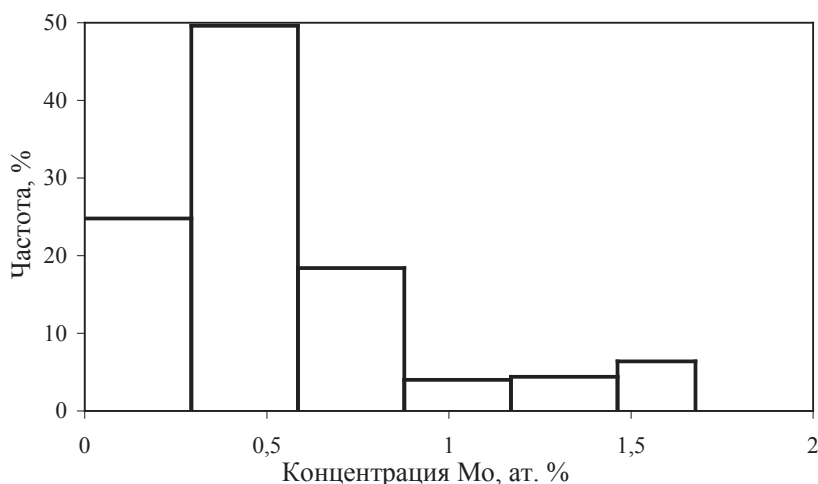


Рис. 3.5. Зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования молибдена в заданной концентрации от содержания молибдена

Вольфрам является одним из наиболее эффективных упрочнителей никелевых жаропрочных сплавов. Он заметно повышает температуру солидус сплавов, в значительных количествах входит и в состав γ -твердого раствора, и в состав γ' -фазы, замедляя диффузионные

процессы и повышая таким образом термостабильность γ' -фазы. Основной опасностью при перелегировании вольфрамом является, как и при перелегировании молибденом, склонность к выделению карбидных и ТПУ-фаз, приводящих к разупрочнению сплавов.

Анализ гистограммы, характеризующей зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования вольфрама в заданной концентрации от содержания вольфрама (рис. 3.6), показывает, что оптимальное содержание вольфрама в никелевых жаропрочных сплавах для направленной кристаллизации и монокристалльного литья равно 1,5...3,0 ат. %.

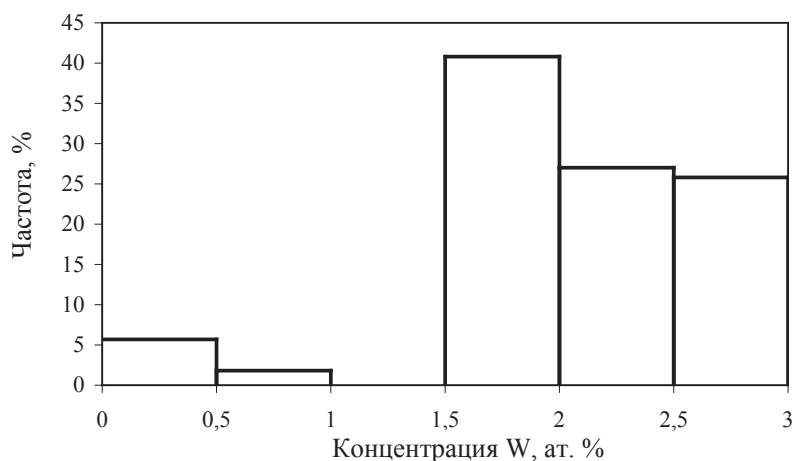


Рис. 3.6. Зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования вольфрама в заданной концентрации от содержания вольфрама

Рений, как и вольфрам, повышает температуру солидус сплава и оказывает заметное влияние на термостабильность γ -твердого раствора. Вследствие низкого коэффициента распределения рения в γ -твердом растворе примерно в 10...20 раз увеличивается его содержание в γ' -фазе, поэтому в ренийсодержащих жаропрочных сплавах твердый раствор предельно легирован тугоплавкими элементами, такими как вольфрам и рений, и все диффузионные процессы в нем протекают с низкими скоростями. При этом вольфрам вытесняется в γ' -фазу, вследствие чего растворение и коагуляция частиц γ' -фазы протекают чрезвычайно медленно, соответственно и менее интенсивно происходит разупрочнение сплава. Кроме того, рений в значительной мере повышает сопротивление окислению и газовой коррозии.

Анализ гистограммы, характеризующей зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования рения в заданной концентрации от содержания рения (рис. 3.7), показывает, что оптимальное содержание рения в никелевых жаропрочных сплавах для направленной кристаллизации и монокристалльного литья равно 1,0...2,2 ат. %.

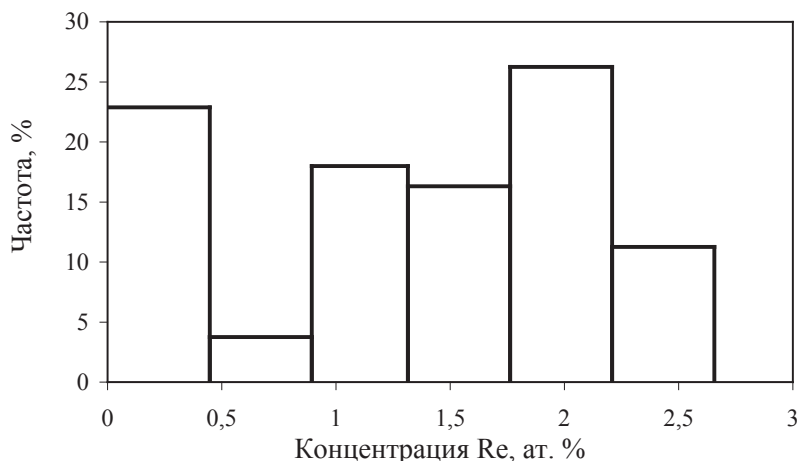


Рис. 3.7. Зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования рения в заданной концентрации от содержания рения

Механизм упрочнения растворно-дисперсионными упрочнителями обусловлен выделением препятствующих перемещению подвижных дислокаций частиц упрочняющей γ' -фазы на основе когерентных аустенитной матрице интерметаллидных соединений типа Ni_3Al , Ni_3Ti , Ni_3Nb , Ni_3Ta , $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$, $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al}, \text{Nb})$ при старении перенасыщенного γ -твердого раствора этих элементов в никеле. Жаропрочность сплава напрямую зависит от количества γ' -фазы (рис. 3.8).

Алюминий и титан являются основными γ' -образующими элементами в никелевых жаропрочных сплавах. Они оказывают положительное влияние на температуру сольвус жаропрочных сплавов, повышая ее значение. Титан, кроме всего прочего, способствует повышению температуры солидус сплава. Алюминий является также элементом, обеспечивающим эффективную защиту никелевых жаропрочных сплавов от высокотемпературной газовой коррозии. Вместе с тем, уровень легирования этими элементами, по-видимому, близок к пределу. Увеличение долговечности сплавов при высокой температуре достигается не за счет повышения суммарного содержания этих элементов. Нао-

борот, их концентрация (при общем увеличении количества γ' -фазы и γ' -образующих элементов в сплавах) имеет тенденцию к некоторому снижению, в особенности титана (рис. 3.9).

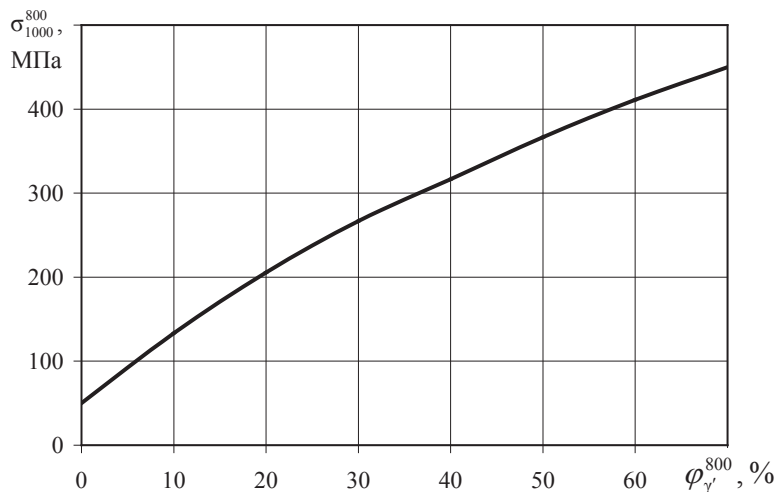


Рис. 3.8. Зависимость 1000-часовой жаропрочности никелевых жаропрочных сплавов от объемной доли γ' -фазы при температуре 800 °С

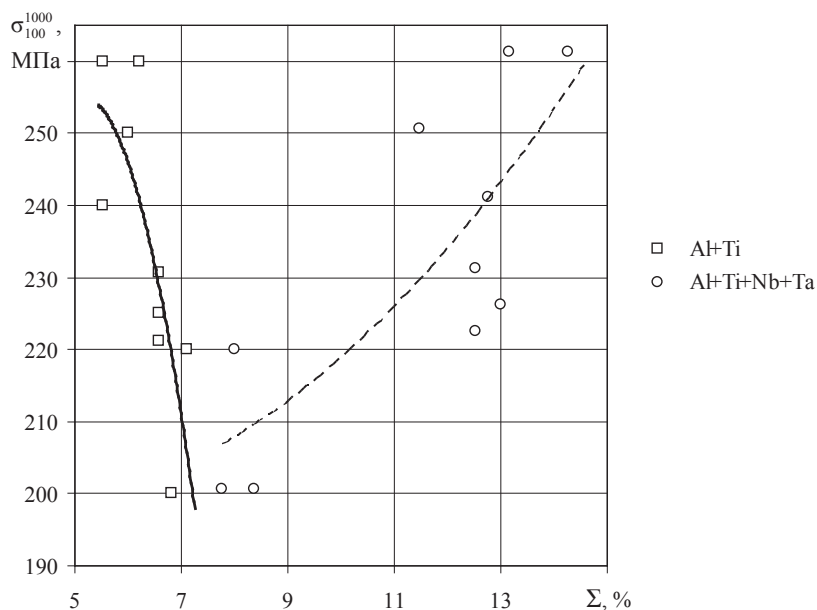


Рис. 3.9. Зависимость 100-часовой жаропрочности никелевых сплавов от суммарного содержания γ' -образующих легирующих элементов

Подобное обстоятельство можно объяснить тем, что при достигнутом уровне легирования эффективными упрочнителями становятся такие γ' -образующие элементы, как ниобий и тантал, поскольку они интенсивнее стабилизируют γ' -фазу и карбиды, обеспечивают более широкие возможности для достижения оптимального параметра несоответствия кристаллических решеток на межфазных γ/γ' -границах, что приводит к увеличению термостабильности и жаропрочности сплава в целом.

Анализ гистограмм, характеризующих зависимости жаропрочности сплавов и частоты использования алюминия и титана в заданной концентрации от их содержания (рис. 3.10, 3.11), показывает, что оптимальное содержание алюминия в никелевых жаропрочных сплавах для направленной кристаллизации и монокристалльного литья равно 12...14 ат. %, а титана — 0...1,7 ат. %. В жаропрочных сплавах 2-го и 3-го поколений, предназначенных для монокристаллического литья и для направленной кристаллизации, содержание Al возросло до 6,0...6,2 мас. % (~13,3...13,8 ат. %). При этом уровень их легирования Ti снизился до 0,7...1,0 мас. % (~0,9...1,3 ат. %), или Ti не вводят в состав этих жаропрочных сплавов совсем.

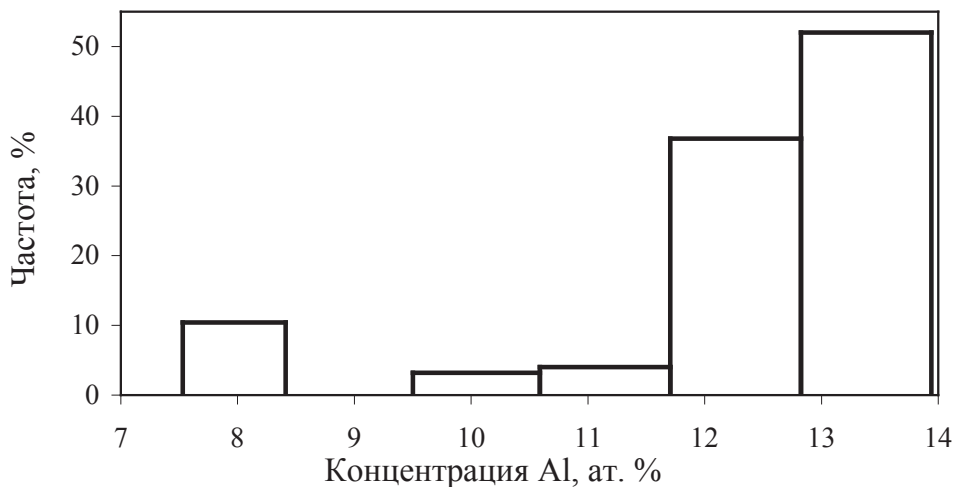


Рис. 3.10. Зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования алюминия в заданной концентрации от содержания алюминия

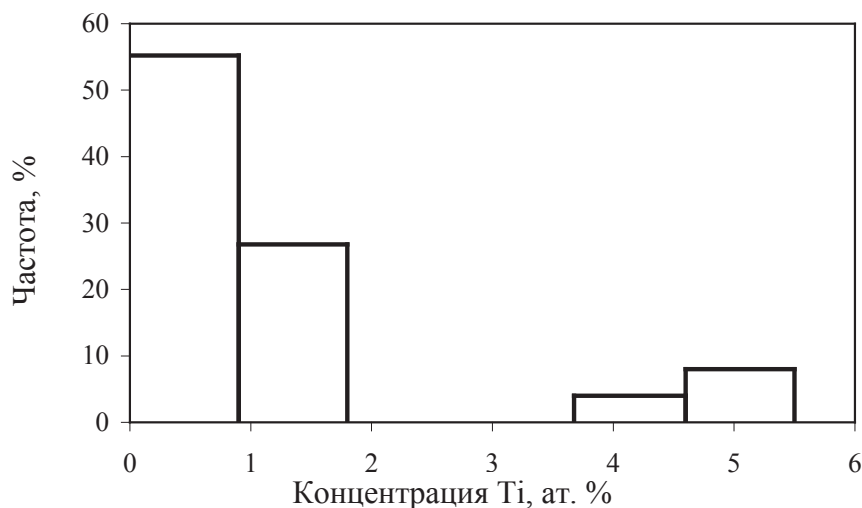


Рис. 3.11. Зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования титана в заданной концентрации от содержания титана

Ниобий заметно упрочняет γ -твердый раствор и одновременно, находясь в γ' -фазе и карбидах, повышает жаропрочность и снижает склонность сплавов к перестариванию, благоприятно влияет на уменьшение склонности к зональной ликвации, в малых количествах значительно упрочняет границы зерен и приграничные объемы, повышает температуру рекристаллизации и замедляет диффузионные процессы. Однако наличие в сплаве ниобия снижает его жаро- и коррозионную стойкость вследствие образования в поверхностных слоях легкоплавкого летучего оксида Nb_2O_5 . Поэтому, в связи с отрицательным влиянием частиц карбидной фазы на жаростойкость и усталостные характеристики жаропрочных сплавов, содержание ниобия в современных никелевых жаропрочных сплавах ограничивают.

Анализ гистограммы, характеризующей зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования ниобия в заданной концентрации от содержания ниобия (рис. 3.12), показывает, что оптимальное содержание ниобия в никелевых жаропрочных сплавах для направленной кристаллизации и монокристалльного литья равно 0...0,35 ат. %. При увеличении концентрации Nb до 2...6 мас. % (~1,3...3,9 ат. %) возможно выделение в некогерентной γ -матрице χ -фазы Ni_3Nb , что приводит к снижению термодинамической стабильности системы в целом.

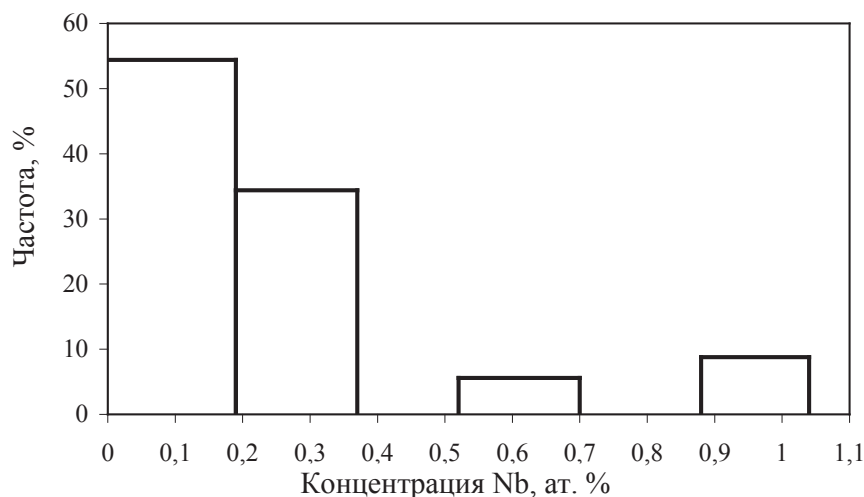


Рис. 3.12. Зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования ниобия в заданной концентрации от содержания ниобия

Тантал оказывает сильное влияние на термостабильность выделений упрочняющей γ' -фазы, образует дисперсные термодинамически устойчивые карбиды TaC. Входя в состав карбидов, он улучшает их морфологию и соответственно совершенствует механизм карбидного упрочнения.

Наиболее эффективным является совместное легирование жаропрочных никелевых сплавов танталом и рением, которое обеспечивает повышение температуры сольвуса, резкое снижение диффузионной подвижности элементов в жаропрочных сплавах, особенно при высоких температурах, значительное упрочнение γ -твердого раствора и стабилизацию γ' -фазы, замедление процессов коагуляции крупных и растворения мелких частиц γ' -фазы при высоких температурах.

Анализ гистограммы, характеризующей зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования тантала в заданной концентрации от содержания тантала (рис. 3.13), показывает, что оптимальное содержание тантала в никелевых жаропрочных сплавах для направленной кристаллизации и монокристалльного литья равно 2,0...3,5 ат. %.

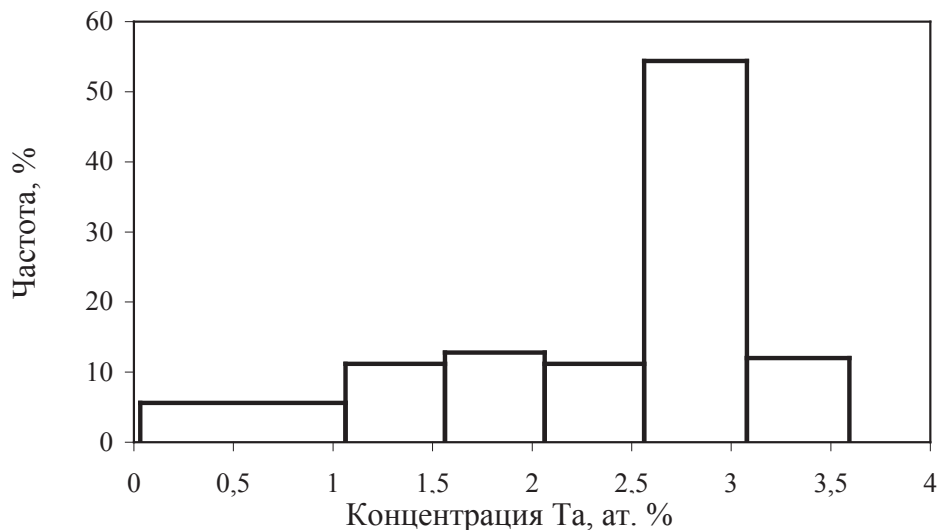


Рис. 3.13. Зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования тантала в заданной концентрации от содержания тантала

Упрочнение межфазных и межзёренных границ в жаропрочных сплавах обеспечивается в первую очередь микролегированием. Поскольку объем граничных пространств мал по сравнению с объёмом сплава (хотя именно они в значительной степени определяют работоспособность материала), достаточным оказывается введение микродобавок, которые, располагаясь в пограничных объёмах, совершенствуют границы зерен и фаз, значительно улучшают эксплуатационные характеристики жаропрочных сплавов. Для сплавов тех или иных конкретных составов указывается разная величина эффекта микролегирования, однако во всех случаях он является положительным.

Введение в никелевые жаропрочные сплавы гафния несколько увеличивает долю эвтектической γ' -фазы и благоприятным образом изменяет морфологию карбидов MeC: они приобретают форму округлых включений, что позволяет одновременно повысить как прочностные свойства, так и характеристики пластичности.

Под влиянием гафния образующиеся эвтектические выделения γ' -фазы искривляют границы зерен, что приводит к повышению сопротивления ползучести. Положительная роль гафния как упрочнителя границ зерен объясняется еще и тем, что, соединяясь с серой, он создает стойкие сульфиды; кроме того, находясь в боридной фазе, он замещает хром, делая борид более тугоплавким. Гафний положительно

влияет на термостабильность γ' -фазы, увеличивая температуру сольвус. Установлено также, что гафний сильно ликвирует в межосные участки и вызывает большее, чем другие легирующие элементы, пресыщение междендритных объемов жаропрочных сплавов γ' -образующими элементами. Введение его в состав жаропрочных сплавов привело к своеобразной революции в теории легирования. В результате были созданы не только новые жаропрочные сплавы с более высоким уровнем жаропрочности и пластичности, но и значительно улучшены разработанные ранее жаропрочные сплавы, введение в которые гафния позволило, не снижая жаропрочности, существенно повысить их пластичность, особенно в поперечном направлении.

Концентрация гафния в жаропрочных сплавах должна быть такой, чтобы было достигнуто одновременно значительное повышение долговечности и пластичности, но при этом структурная стабильность жаропрочных сплавов, обусловленная карбидными реакциями, оставалась бы достаточно высокой.

Анализ гистограммы, характеризующей зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования гафния в заданной концентрации от содержания гафния (рис. 3.14), показывает, что оптимальное содержание гафния в никелевых жаропрочных сплавах для направленной кристаллизации и монокристалльного литья равно 0 ...0,45 ат. %.

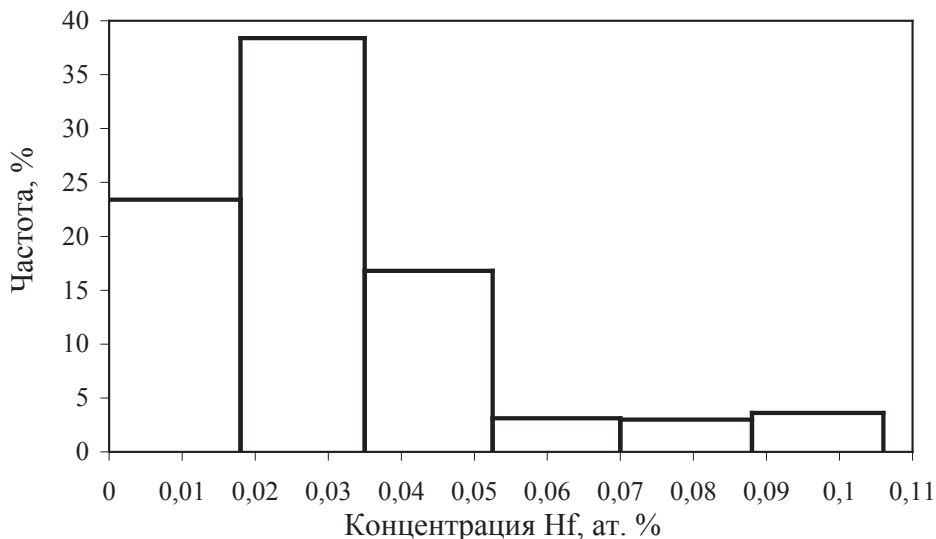


Рис. 3.14. Зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования гафния в заданной концентрации от содержания гафния

Бор сосредоточивается на границах зерен в виде твердых тугоплавких частиц, где замедляет зернограничную диффузию, снижает поверхностную энергию границ зерен и повышает их когезивную прочность. Введение всего 0,01 мас. % ($\sim 0,06$ ат. %) бора уменьшает пограничный коэффициент самодиффузии никеля при температуре 800°C в 5 раз и в 4 раза увеличивает длительную прочность ЖС при температуре 975°C и $\sigma = 200$ МПа. Кроме того, в ряде работ указывается, что бор приводит к улучшению морфологии карбидов типа Me_{23}C_6 . Однако образующиеся в жаропрочных сплавах бориды являются эффективными упрочнителями лишь при температурах до 1000°C . При более высоких температурах бориды гораздо раньше, чем карбиды, становятся неустойчивыми, являясь причиной разупрочнения никелевых жаропрочных сплавов. Кроме того, бор участвует в образовании легкоплавких карбоборидных эвтектик и оказывает очень сильное отрицательное влияние на температуру солидус жаропрочных сплавов: введение бора в количестве 0,01 мас. % ($\sim 0,06$ ат. %) снижает температуру солидус сплава ЖС40 с 1353 до 1306°C .

Анализ гистограммы, характеризующей зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования бора в заданной концентрации от содержания бора (рис. 3.15), показывает, что оптимальное содержание бора в никелевых жаропрочных сплавах для монокристаллического литья равно $0,01\ldots 0,04$ ат. %, а в безуглеродистых жаропрочных сплавах для направленной кристаллизации — $0,075\ldots 0,095$ ат. %.

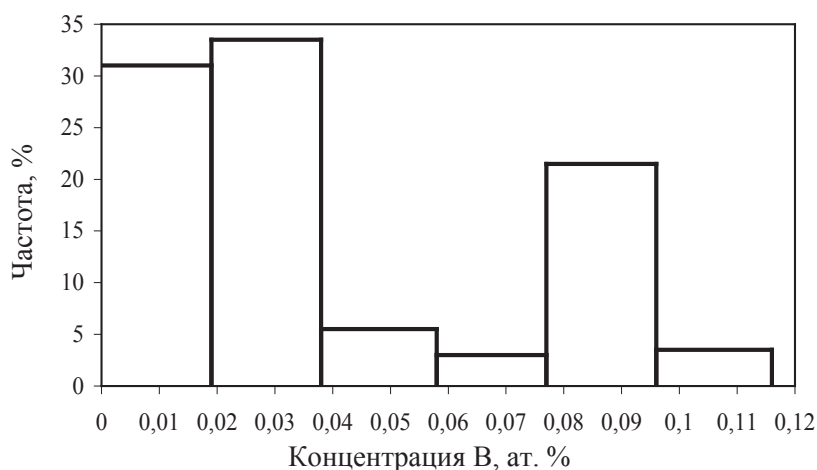


Рис. 3.15. Зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования бора в заданной концентрации от содержания бора

В современных жаропрочных сплавах с монокристаллической структурой содержание бора снижено до 0,004...0,015 мас. % ($\sim 0,02...0,08$ ат. %) или бор отсутствует вовсе. В жаропрочных сплавах для направленной кристаллизации при содержании углерода 0,1...0,2 мас. % ($\sim 0,5...1,0$ ат. %) оптимальное содержание бора составляет 0,01...0,02 мас. % ($\sim 0,06...0,11$ ат. %) и до 0,10 мас. % ($\sim 0,55$ ат. %) при снижении содержания углерода до 0,02 мас. % ($\sim 0,01$ ат. %). Углерод в современных никелевых жаропрочных сплавах образует не только весьма стабильные при высокой температуре упрочняющие карбидные фазы (в никелевых жаропрочных сплавах они выделяются, в отличие от кобальтовых, железных и других сплавов, предпочтительно по границам зерен, а не во внутренних объёмах), но и упрочняющие малоугловые границы, появляющиеся в процессе роста кристаллов и снижающие вероятность возникновения горячих трещин при литье лопаток сложной конструкции. Кроме того, углерод является эффективным раскислителем жидкого металла.

Вместе с тем, имея меньший коэффициент линейного расширения, чем γ -матрица ЖС, карбиды являются интенсивными концентраторами напряжений и источниками зарождения микротрещин, особенно в условиях циклических испытаний на выносливость, малоцикловую усталость и термоусталость. Карбиды типа Me_{23}C_6 и Me_6C , образующиеся при распаде нестабильных карбидов типа MeC , являются также источниками зарождения ТПУ-фаз типа σ и μ . Углерод заметно уменьшает термическую стабильность ЖС и снижает температуру их плавления. В частности, введение 0,05 мас. % ($\sim 0,25$ ат. %) углерода в жаропрочный никелевый сплав ЖС40 снизило температуру солидус с 1353 до 1322 °С, а температура сольвус этого сплава уменьшилась с 1320 до 1280 °С. Указанное обстоятельство особенно важно для жаропрочных сплавов с направленной столбчатой и монокристаллической структурой, предназначенных для работы при наиболее высоких температурах. В связи с этим, жаропрочные сплавы для направленной кристаллизации (в том числе для получения монокристаллических лопаток) имеют пониженное содержание углерода.

Анализ гистограммы, характеризующей зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования углерода в заданной концентрации от содержания углерода (рис. 3.16), показывает, что оптимальное содержание углерода в никелевых жаропрочных сплавах для монокри-

стального литья равно 0,05...0,27 ат. %, а в не содержащих бор жаропрочных сплавах для направленной кристаллизации — 0,65...0,80 ат. %.

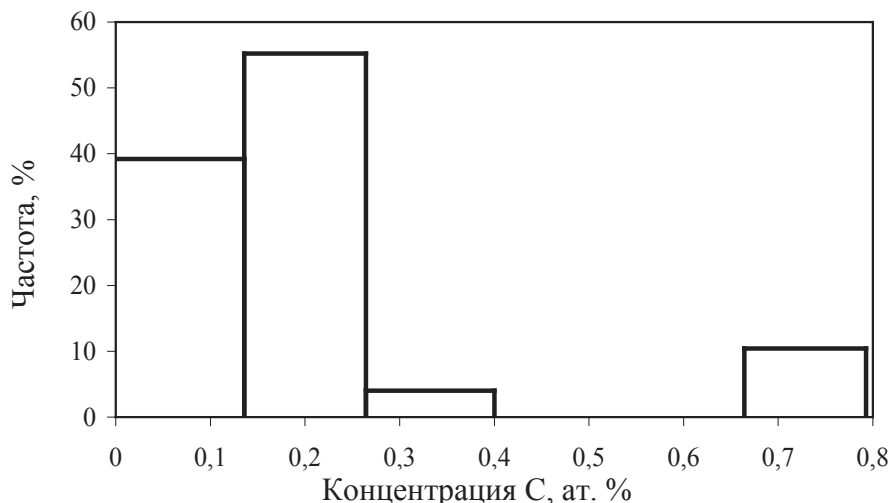


Рис. 3.16. Зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования углерода в заданной концентрации от содержания углерода

Цирконий оказывает значительное положительное влияние на жаропрочность никелевых сплавов. Отмечается, что совместное микролегирование ($Zr + B$) благоприятно влияет на свойства сплавов и может повышать время до разрушения образцов при испытании на ползучесть в несколько раз. Зависимость пластичности от содержания циркония в пределах 0,005...0,05 мас. % ($\sim 0,003...0,033$ ат. %) сложная: максимальная пластичность наблюдается при введении 0,01 мас. % ($\sim 0,007$ ат. %) Zr , при большем или меньшем его содержании пластичность снижается.

Анализ гистограммы, характеризующей зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования циркония в заданной концентрации от содержания циркония (рис. 3.17), показывает, что оптимальное содержание циркония в никелевых жаропрочных сплавах для направленной кристаллизации и монокристалльного литья равно 0...0,005 ат. %.

Анализ гистограммы, характеризующей зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования РЗМ в заданной концентрации от содержания РЗМ (рис. 3.18), показывает, что оптимальное содержание РЗМ в никелевых жаропрочных сплавах для направленной кристаллизации и монокристалльного литья равно 0...0,04 ат. %.

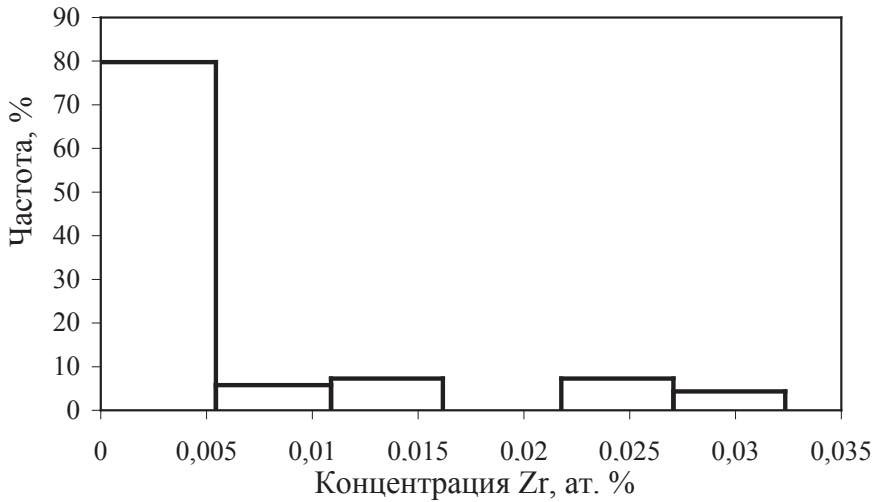


Рис. 3.17. Зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования циркония в заданной концентрации от содержания циркония

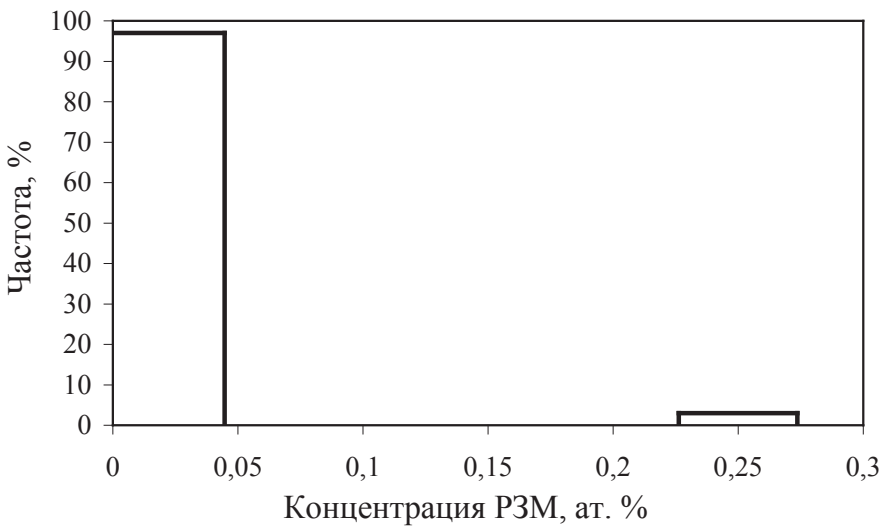


Рис. 3.18. Зависимость жаропрочности сплавов и частоты использования РЗМ в заданной концентрации от содержания РЗМ

Кроме полезных микродобавок или нейтральных примесей, в сплавах присутствуют вредные примеси. Их содержание ограничивают либо стремятся исключить их.

Сера является источником образования сложных сульфидов тантала и титана (Ta, Ti)S, а растворенные в металле кислород [O] и азот

[N] образуют частицы Al_2O_3 или карбонитриды титана и тантала типа $(Ti, Ta)_xCN$. Неметаллические включения и карбиды являются концентраторами напряжений типа «жесткая частица — мягкая матрица», существенно снижающими циклические характеристики жаропрочных сплавов. Содержание серы в жаропрочных сплавах ограничивается концентрацией $(5...7)10^{-4}\%$. Содержание газообразных примесей O_2 и N_2 должно быть меньше предела их растворимости в никеле, т. е. $10^{-4}\%$. Если содержание газов превышает предельную растворимость в никеле, то возможно образование неметаллических включений, которые затрудняют формирование монокристалльной структуры, являясь центрами гетерогенного зарождения равноосных зерен.

Исследование влияния переменного содержания кремния на жаростойкость и механические свойства жаропрочных сплавов показало, что он повышает сопротивление сплавов окислению, но при этом заметно снижает длительную прочность и пластичность. Кремний снижает температуры ликвидус, солидус и температуру растворения карбидов. Увеличение в никелевом жаропрочном сплаве содержания кремния с 0,05 до 0,4% приводит к повышению доли неравновесной эвтектики $\gamma-\gamma'$, дополнительному выделению из расплава карбидов типа Me_6C и MeC . При высокотемпературных выдержках кремний инициирует карбидные превращения, повышает скорость коагуляции γ' -фазы, что снижает долговечность и кратковременную пластичность жаропрочных сплавов. Указанное обстоятельство особенно важно потому, что в процессе изготовления отливки жидкий металл определенное время находится в контакте с керамической формой, в которой содержится свободный диоксид кремния SiO_2 . В результате содержание Si в металле повышается. Такое же отрицательное влияние на свойства жаропрочных сплавов оказывает Mn. Поэтому содержание в сплавах Si и Mn ограничивают величиной порядка 0,3%. В литейных никелевых жаропрочных сплавах также ограничивается содержание железа, которое не должно превышать 1%.

При изучении влияния олова на свойства сплава ЭИ437 было показано, что содержание Sn более 0,02% приводит к зернограничному разрушению слитков жаропрочных сплавов в процессековки. Жаропрочность сплава с возрастанием содержания Sn также падает, хотя и не так резко, как при легировании его Pb и Bi.

Полученные результаты явились основой для введения ужесточенных спецификаций на содержание вредных примесей, к которым от-

несена половина элементов Периодической системы. Согласно спецификации AMS-2280, в жаропрочных сплавах содержание Bi и Te не должно превышать $5 \cdot 10^{-5} \%$; Se — $3 \cdot 10^{-4} \%$; Pb и Tl — $5 \cdot 10^{-4} \%$; Sb, As, Gd, Ga, Ge, Au, In, Hg, K, Ag, Na, Th, Sn, U и Zn — ниже $5 \cdot 10^{-3} \%$ каждого и менее $4 \cdot 10^{-2} \%$ для их суммы. При этом обращается внимание на то, что многократное использование возвратного металла приводит к выгоранию полезных и накоплению нежелательных примесей, поэтому шихту литейных цехов требуется систематически обновлять.

Обобщая приведённые выше сведения об оптимальных диапазонах содержания различных легирующих элементов в никелевых жаропрочных сплавах, применяемых для получения отливок с направленной и монокристаллической структурой, можем заключить, что максимальной жаропрочностью при температурах, соответствующих условиям работы лопаток ГТД, т. е. при температурах 950...1050 °С, будут обладать жаропрочные сплавы, содержание легирующих элементов в которых соответствует диапазонам, приведённым в табл. 3.2.

Таблица 3.2

Оптимальные концентрации легирующих элементов в никелевых жаропрочных сплавах для направленной кристаллизации и монокристалльного литья, ат. %

Концентрация	Cr	Co	Mo	W	Re	Ta	Al	Ti	Nb	Hf	B	C	Zr	Σ РЗМ
Минимальная	2,0	4,0	0,1	1,5	1,0	2,0	12,0	0	0	0	0,01	0,05	0	0
Максимальная	9,0	10,0	0,7	3,0	2,2	3,5	14,0	1,7	0,35	0,45	0,04	0,27	0,005	0,04

Результаты обобщения составов ЖС, входящих в исходную выборку, приведены в табл. 3.3.

Таблица 3.3

Минимальные и максимальные концентраций легирующих элементов в исходной выборке жаропрочных сплавов, ат. %

Концентрация	Cr	Co	Mo	W	Re	Ta	Al	Ti	Nb	Hf	B	C	Zr	Σ РЗМ
Минимальная	1,8	0	0	0	0	0,54	7,3	0	0	0	0	0	0	0
Максимальная	17,5	13,3	1,8	3,0	2,6	3,6	14,0	5,5	1,04	0,11	0,12	0,80	0,03	0,27

Сравнение диапазонов варьирования концентраций легирующих элементов в сплавах из исходного набора статистической информации с оптимальными диапазонами содержания различных легирующих элементов в никелевых сплавах (табл. 3.2) показывает, что прак-

тически по всем основным легирующим элементам выбранные для анализа сплавы не укладываются в определённые оптимальные диапазоны. Поэтому можем заключить, что уровень жаропрочности никелевых сплавов может быть увеличен по сравнению с жаропрочностью сплавов, входящих в исходную выборку статистических данных, за счёт оптимизации состава жаропрочных сплавов.

3.4. Литейные свойства никелевых жаропрочных сплавов

Литейные свойства никелевых жаропрочных сплавов изучались многими исследователями. Исследование литейных свойств сплавов проводили на оболочковых формах — пробах объемом $17,5 \text{ см}^3$, аналогичных по конфигурации малой комплексной пробе Купцова—Нехендзи для испытания цветных металлов. Проба позволяет одновременно определить жидкотекучесть, свободную линейную усадку, степень поражения сплава трещинами, объёмы усадочных пороков в условиях, близких к типичным условиям получения отливок из жаропрочных никелевых сплавов.

Для определения литейных свойств никелевого ЖС32 заливку пробы осуществляли в оболочковую форму. Модель получали запрессовкой модельной массы МВ в стальную кокиль, представленный на рис. 3.19.

Керамическую форму изготавливали путем окунания модельного блока в суспензию с последующей обсыпкой электрокорундом и сушкой каждого слоя в установке вакуумно-аммиачной сушки УВС-3. В качестве связующего использовали гидролизированный этилсиликат ЭТС40, в качестве огнеупорного накопителя суспензии применяли электрокорунд марки 25А. Для обсыпки первого слоя керамической формы применяли электрокорунд фракции 0,16...0,25 мм, для последующих слоев — электрокорунд фракции 0,5...0,63 мм на модельные блоки наносили в 10 слоев, причем последний слой являлся закрепляющим. После окончания сушки модельную массу вытапливали из оболочки горячим паром при температуре 160...170 °С и давлении 0,7...0,8 МПа на бойлерклаве модели 64501. Затем оболочку прокаливали при температуре 1025...1075 °С в течение 6...8 ч с целью полного выгорания остатков модельной массы и продуктов неполного гидролиза связующего.

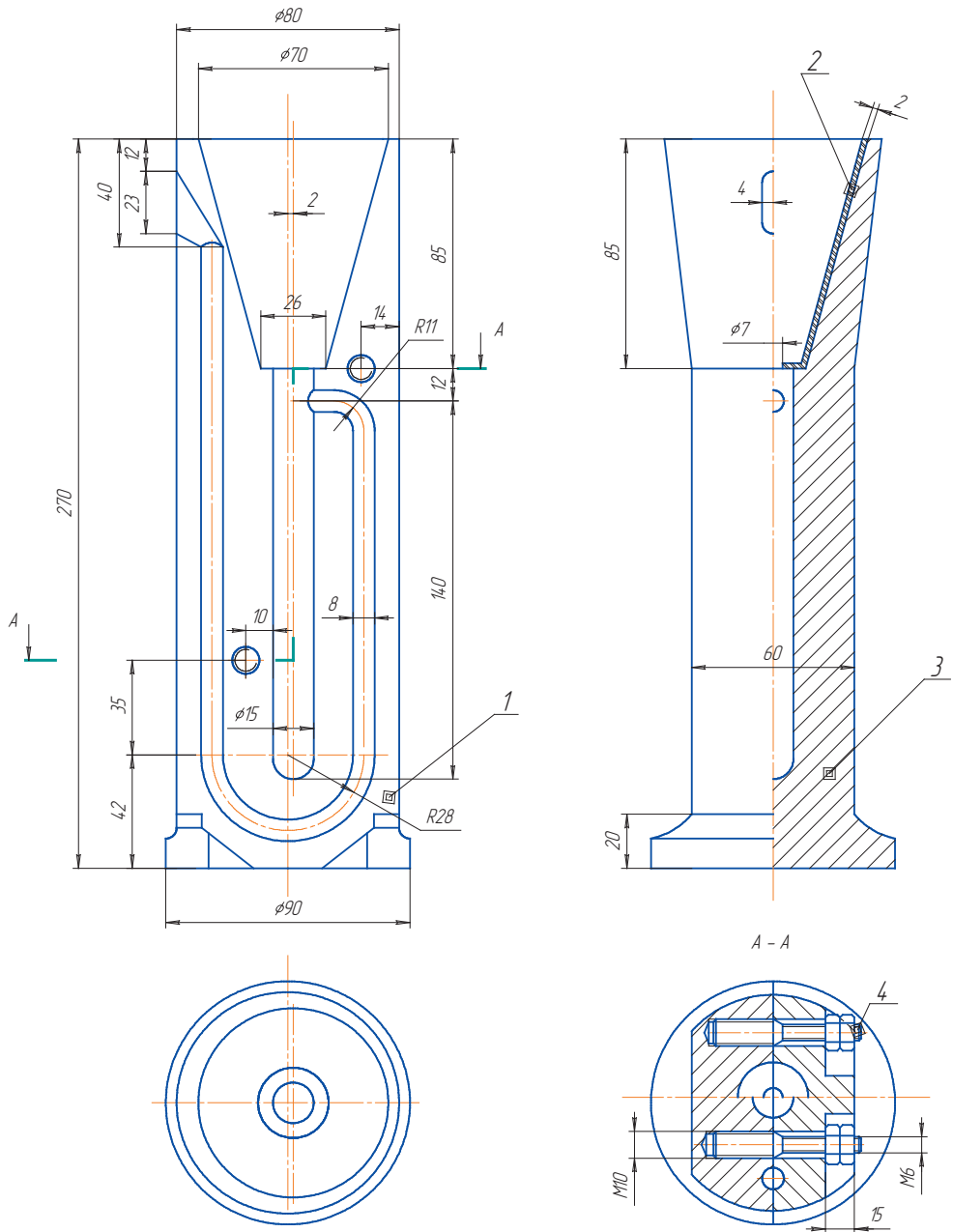


Рис. 3.19. Схема малой комплексной пробы:

1 — левая половина кокиля; 2 — воронка керамическая; 3 — правая половина кокиля;
4 — шпилька M8/M10

Плавку и заливку проводили в вакуумной печи УППФ-3 М при остаточном давлении 10 Па ($7,5 \cdot 10^{-2}$ мм рт. ст.). Для регулирования скорости истечения металла в конусную часть пробы устанавливали тонкостенную керамическую воронку с калиброванным отверстием в дне диаметром 6 мм. Для сохранения гидродинамических условий заполнения формы, предохранения от попадания в нее мусора и брызг металла в воронку укладывали кружок из никелевой фольги толщиной 0,1...0,2 мм, закрывающий дно.

После остывания каналы пробы вскрывали и определяли свободную линейную усадку, жидкотекучесть, степень поражения сплава трещинами, объемы усадочных пороков. Жидкотекучесть, усадка сплавов и склонность их к образованию трещин приведены в табл. 3.4, 3.5.

Таблица 3.4

Результаты измерения усадки и жидкотекучести исследуемых сплавов

Сплав	Температура заливки, °С	Перегрев над ликвидусом, °С	Жидкотекучесть, мм	Усадка, %
ЖС32	1439	27	249	2,33
	1494	82	291	2,33
	1546	134	341	2,38
	1588	176	347	2,40
	1659	247	404	2,46
ЖС6У	1397	52	252	2,23
	1433	88	259	2,27
	1499	154	354	2,21
	1555	210	371	2,31
	1595	250	386	2,32
	1623	282	410	2,36

Таблица 3.5

Склонность сплавов к образованию трещин

Сплав	Температура заливки, °С	Перегрев над ликвидусом, °С	Суммарная длина трещин, мм
ЖС32	1439	27	3,16
	1494	82	3,39
	1546	134	3,98
	1588	176	4,06
	1659	247	4,19

Из приведенных таблиц видно, что увеличение перегрева сплавов над линией ликвидуса повышает их жидкотекучесть, в то время как усадка меняется незначительно. Наблюдается ухудшение трещиностойчивости сплавов при увеличении температуры их заливки.

3.5. Кратковременная и длительная прочность никелевых жаропрочных сплавов для изготовления рабочих лопаток ГТД

Испытания сплавов на предел прочности при растяжении проводятся по ГОСТ 1497–84 и ГОСТ 9651–84 при комнатной температуре и при температуре 1000 °С. Механические свойства литых образцов сплава ЖС32 приведены в табл. 3.6.

Таблица 3.6

Механические свойства литых образцов сплава ЖС32

Сплав	Результаты испытаний на кратковременную прочность							
	При температуре 20 °С				При температуре 1000 °С			
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
ЖС32	1301	1003	7,7	23,0	665	591	14,5	22,0
	1347	981	7,6	22,5	650	572	14,5	21,5
	1333	991	7,7	22,0	690	579	14,5	22,0
	1295	1057	7,9	23,5	678	591	15,0	21,0
	1282	984	7,5	22,5	691	611	15,5	22,0
	1263	993	7,5	24,0	685	65	14,5	22,5

Следует отметить, что во всех случаях разрушение носило междендритный характер.

Методика испытания на длительную прочность соответствовала ГОСТ 10145–81. Сущность методики заключается в доведении образца до разрушения под действием постоянной растягивающей нагрузки при постоянной температуре (до 1200 °С). В результате испытаний устанавливали контрольную характеристику — время до разрушения при заданном напряжении, которое равно или превышает норму времени, указанную в стандартах или ТУ на металлопродукцию.

Требования к литым образцам такие, как и в предыдущем случае. Образец, установленный в захватах испытательной машины и помещенный в печь, нагревали до заданной температуры (время нагрева не превышало 8 ч) и выдерживали при этой температуре не менее 1 ч. Для измерения температуры образцов на концах их рабочей части устанавливали две термопары так, чтобы горячие спаи плотно соприкасались с поверхностью образца. Горячий спай термопары был защищен от воздействия раскаленных стенок печи асбестом.

После нагрева образца и выдержки при заданной температуре к образцу плавно прикладывали нагрузку. Время до разрушения при заданной величине напряжения, т. е. нагрузки, отнесенной к начальной площади поперечного сечения образца, являлось основным показателем данного вида испытания. После разрушения образца определялись относительное удлинение δ и относительное сужение. Результаты исследования длительной прочности приведены в табл. 3.7.

Таблица 3.7

**Длительная прочность образцов из никелевых ЖС
для изготовления рабочих лопаток ГТД и ГТУ**

Сплав	Испытания на длительную прочность					
	При температуре 1000 °С и $\sigma = 230$ МПа			При температуре 1000 °С и $\sigma = 280$ МПа		
	τ , ч	δ , %	ψ , %	τ , ч	δ , %	ψ , %
ЖС32	165,8	14,5	23,0	50,7	22,5	29
	164,4	15,0	23,5	51,9	23,0	30
	161,1	14,5	22,5	48,7	21,5	28
	161,0	14,5	22,5	50,6	22,5	29
	172,5	14,5	22,5	47,5	21,0	28
	162,0	15,0	23,5	50,3	22,0	29

Разрушение образцов также носит междендритный характер. Одной из причин повышения прочности металлов в результате легирования является изменение механизма деформационного упрочнения, которое обусловлено изменением ширины дислокаций, характера их расположения и взаимодействия, плотности дислокаций и т. д. При введении растворяющегося элемента не происходит значительного повышения плотности дислокаций роста. Изменение распределения дислокаций с легированием может быть объяснено уменьшением

ем энергии дефектов упаковки, последнее приводит к затруднению поперечного скольжения. Для того, чтобы на сильно расщепленной дислокации появился порог, необходимо образование стяжки. В действительности следует ожидать уменьшения энергии дефектов упаковки в металлических системах, в которых легирование приводит в конечном итоге к образованию гексагональной фазы, как, например, в ограниченных твердых растворах на основе меди, золота, серебра и в сплавах системы Ni–Co.

Кроме изменения дислокационной структуры, при легировании имеет место и непосредственное взаимодействие дислокаций с растворенными атомами, что также приводит к упрочнению твердых растворов. При этом различают два типа взаимодействия дислокаций с растворенными атомами: а) взаимодействие, приводящее к закреплению дислокаций: растворенные атомы собираются на неподвижных дислокациях; б) взаимодействие, приводящее к возникновению трения при движении дислокаций: растворенные атомы взаимодействуют с движущимися дислокациями (рис. 3.20–3.22).

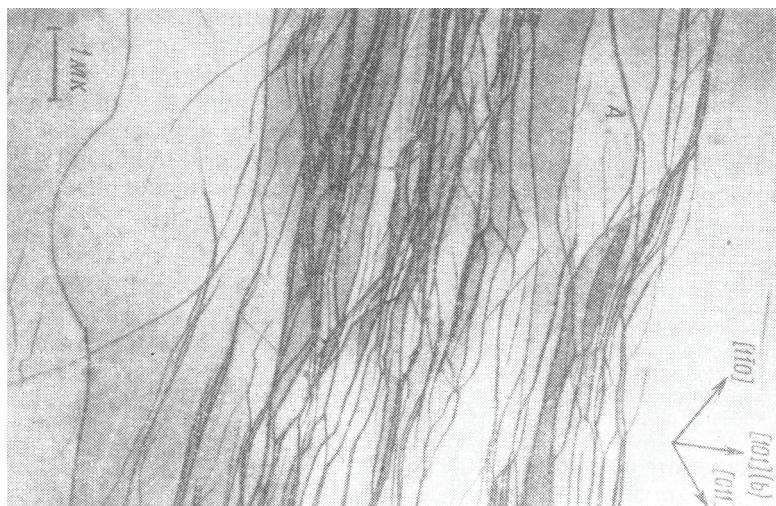


Рис. 3.20. Полосы сплетений дислокаций в монокристалле сплава никеля с 40 ат. % Со на первой стадии деформации

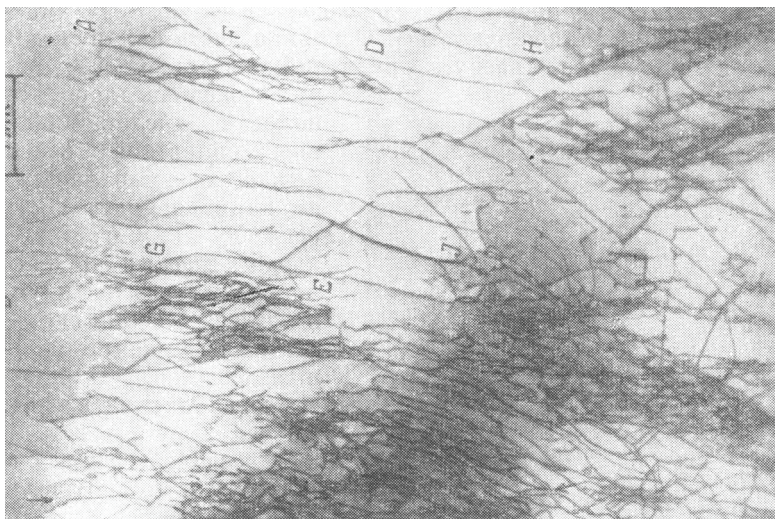


Рис. 3.21. Дислокационная структура монокристалла сплава никеля с 40 ат. % Со на второй стадии деформации

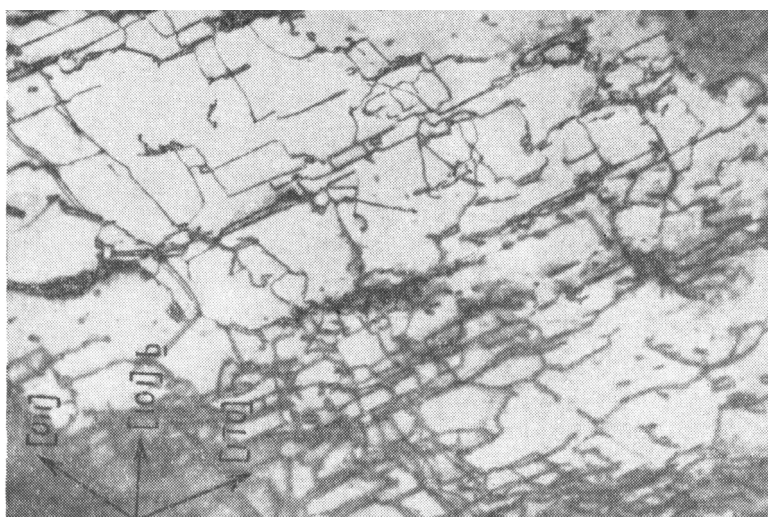


Рис. 3.22. Дислокационная структура монокристалла сплава никеля с 40 ат. % Со

Влияние дисперсной фазы на характер разрушения можно изменить, меняя морфологию частиц дисперсной фазы и характер поверхности раздела между матрицей и дисперсной фазой.

3.6. Макро- и микроструктура никелевых жаропрочных сплавов, предназначенных для монокристалльного литья лопаток

В качестве примера рассмотрим макроструктуру отливок из жаропрочных никелевых сплавов на примере лопатки ГТД. Требования к макроструктуре турбинной лопатки в значительной степени определяются ее конструкцией и условиями работы, а также зависят от типа и класса сплава отливки. Так, например, в монокристаллических отливках из безуглеродистых сплавов не допускается наличие большеугловых границ зерен, а для сплавов традиционного легирования такие границы допускаются на полках лопатки.

Как правило, в лопатках выделяются как минимум три области с разными допусками по дефектам макроструктуры:

- области вдоль входной и выходной кромки пера шириной 0,1 хорды лопатки, а также область перехода от пера к бандажной и замковой полке;
- область спинки и корыта на пере;
- область замка и полок лопатки.

Наибольшие требования по структуре предъявляются к первой области, где величина разориентации субзерен должна быть $\Delta\alpha \leq 6$ град, для остальных областей она может допускаться $\Delta\alpha \leq 8$ град. Следует отметить, что для монокристаллических лопаток из сплавов, содержащих небольшие добавки зернограницных упрочнителей (сплавы Rene № 5, Rene № 6), требования менее жесткие.

Для отечественных монокристаллических турбинных лопаток допустимая разориентация субзерен не должна превышать 3 град. по любому направлению $\langle 001 \rangle$. Что касается второго требования — это определенная кристаллографическая ориентация геометрических осей лопатки XYZ. Требования по ориентации предъявляются по всем типам монокристаллических лопаток, т. е. технология их изготовления всегда включает элементы, обеспечивающие заданную кристаллографическую ориентацию отливки.

Другими словами, типовые требования к ростовой структуре отечественных лопаток к ГТД можно записать следующим образом:

$$\alpha_{[00]}^{\text{акс}} \leq 10 \text{ град}; \alpha_{[100]}^{\text{азим}} \leq 10 \text{ град} \text{ и } \Delta\alpha_{\langle 001 \rangle} \leq 3 \text{ град.}$$

Для зарубежных лопаток:

$$\alpha_{[00]}^{\text{акс}} \leq 15 \text{ град}; \alpha_{[100]}^{\text{азим}} - \text{не задается}; \Delta\alpha_{\langle 001 \rangle} \leq 6 - 8 \text{ град.}$$

Отливки с дендритно-ячеистой структурой формируются в широком интервале градиентов и скоростей роста:

$$G = 1,5 - 20 \text{ }^\circ\text{C/мм и } R = 3 - 20 \text{ мм/мин,}$$

где G — осевой температурный градиент; R — скорость перемещения фронта роста.

Для исследования макро- и микроструктуры образцов из сплавов ЖС26 и ЖС32 были изготовлены шлифы. В исследованных образцах наблюдается дендритно-ячеистая структура, характерная для отливок, получаемых в промышленных условиях (рис. 3.23).

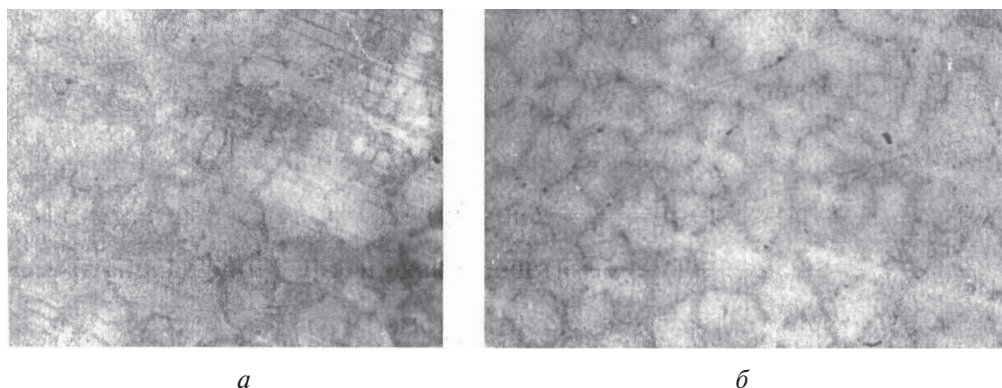


Рис. 3.23. Макроструктура сплавов: а — ЖС26; б — ЖС32 (х 50)

Монокристалл жаропрочного сплава с дендритно-ячеистой структурой формируется ветвями одного дендрита, зародившегося от одного центра кристаллизации или затравки. При этом оси первого порядка формируются всегда вдоль того направления $\langle 001 \rangle$, которое образует минимальный угол с направлением температурного градиента. В результате морфология дендритной структуры отливки приобретает ориентационную зависимость.

Характеристикой макроструктуры служит дисперсность осей 1-го порядка и других структурных составляющих — эвтектика γ - γ' ; эвтектика γ -MeC, которые связаны со скоростью охлаждения GR ($^\circ\text{C/мин}$) соотношением Броди — Флеминга:

$$\alpha = A(GR)^{-n},$$

где A и n — коэффициенты.

Для монокристаллов типа ЖС26, ЖС32 с ориентацией $[001]$ выражение имеет вид, мкм:

$$\alpha_{(001)}^{[001]} = 680(GR)^{-0,33}.$$

Следует отметить, что величина $(G_z R)^{-1}$ определяет также вероятность возникновения на фронте роста посторонних кристаллов. Установлено, что повышение температурного градиента и/или снижение скорости роста уменьшают эту вероятность. Однако вероятность появления посторонних кристаллов определяется не только параметрами кристаллизации, но и чистотой сплава, в частности, по таким критериям, как кислород и азот. При содержании этих элементов в сплаве в количестве превышающем 10 ppm, в расплаве над фронтом роста образуются частицы оксидов и нитридов, которые могут являться центрами кристаллизации.

Повышение кристаллического градиента позволяет получать отливки с более высокой скоростью кристаллизации и, как следствие, с более мелкой структурой.

Микроструктуру сплавов изучают на шлифах, изготовленных в поперечном сечении монокристалльных образцов. Для выявления микроструктуры сплавов используется механизм химического травления в реактиве, состоящем из смеси трех кислот (92 мл HCl, 5 мл H₂SO₄, 3 мл HNO₃) в течение 10...20 мин.

Микроструктура исследуемых сплавов состоит из γ -твердого раствора легирующих элементов в никеле (неупорядоченная ГЦК-структура), кристаллитов γ' -фазы, формирующейся на основе интерметаллидного соединения Ni₃Al (упорядоченная ГЦК-структура). Кристаллиты γ' -фазы образуют псевдопериодическую трехмерную макрорешетку в матрице из γ -твердого раствора легирующих элементов в никеле.

Микроструктура полученных монокристаллов, исследованная в растровом электронном микроскопе, имеет в литом состоянии типичное дендритно-ячеистое строение; в межосных областях дендритов залегают глобулярные колонии неравновесной эвтектики $\gamma + \gamma'$, объемное содержание которой составляет 3...5 %, вблизи нее наблюдаются литейные микропоры диаметром до 15 мкм. Размер и морфология частиц

упрочняющей γ' -фазы существенно различаются в осях и межосных участках дендритной ячейки, в последних частицы γ' -фазы в 3...5 раз крупнее, чем в осях дендритов, и имеют менее строгую границу. Размерная и морфологическая неоднородность частиц γ' -фазы, наличие эвтектики $L \rightarrow \gamma + \gamma'$ (или перитектики $L + \gamma \rightarrow \gamma'$) являются прямым следствием дендритной ликвации в процессе кристаллизации жаропрочных никелевых сплавов. Об этом свидетельствуют результаты определения коэффициентов прямой и обратной ликвации в монокристаллах исследуемых сплавов микрорентгеноспектральным анализом. Наиболее сильно ликвируют Re, W и Ta, Ru относится к слаболиквируемым элементам. Добавки Ru в жаропрочных никелевых сплавах усиливают ликвацию Re, W и Ta.

Типичной термообработкой монокристалльных никелевых жаропрочных сплавов является высокотемпературный гомогенизирующий отжиг в интервале сольвуса и солидуса, либо гомогенизация в сочетании с последующим низкотемпературным старением. Гомогенизацию γ -твердого раствора проводят при температурах 1310 ... 1360 °С в течение 1,5 ч, поскольку более длительная выдержка при гомогенизации способствует повышению объемной доли литейных пор и риска поверхностной рекристаллизации. Охлаждение с температуры гомогенизации производят со скоростью 50...60 °С/мин в струе аргона. Микроструктура образцов после термообработки сплавов приведена на рис. 3.24.

Анализ показывает, что после термической обработки объемная доля γ' -фазы в структуре сплавов составляет 60...70 %, частицы γ' -фазы в среднем имеют размер 0,3...0,5 мкм, кубоидную форму и разделены прослойками γ -раствора толщиной ~ 0,05 мкм.

Следует отметить, что дисперсионное упрочнение частицами γ' -фазы обеспечивает длительное сохранение высокой температурной способности никелевых ЖС в широком интервале температур, вплоть до 1150 °С, и достигается путем торможения скользящих дислокаций в γ -матрице высокодисперсными частицами γ' -фазы.

Важнейшую роль в сопротивлении высокотемпературной ползучести ЖС играют наряду с объемной долей и размерами частиц γ' -фазы, физико-химические свойства γ - и γ' -фаз, такие параметры гетерофазной γ - γ' -структуры, как температура растворения γ' -фазы в γ -растворе (сольвус γ') и размерное несоответствие периодов кристаллических решеток γ - и γ' -фаз (мисфит). Мисфит оценивается параметром $\Delta a = (a_\gamma - a_{\gamma'})/a_\gamma$, где a_γ и $a_{\gamma'}$ — периоды кристаллических решеток γ - и γ' -фаз.

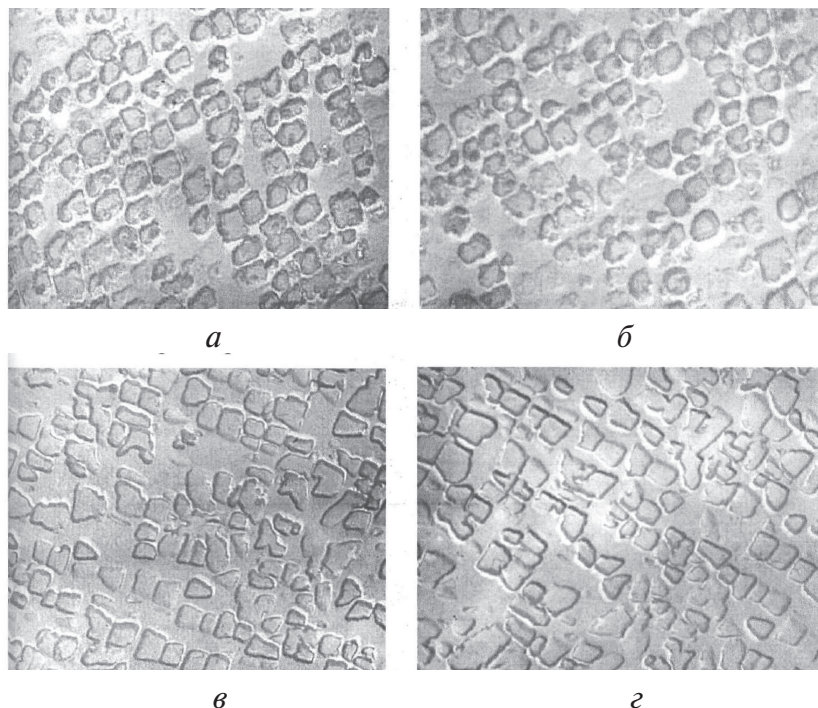


Рис. 3.24. Микроструктура сплава ЖС32:

a — без термообработки; *б* — после гомогенизирующего отжига при температуре 1310 °С, *в* — 1335 °С, *г* — 1360 °С (увеличение $\times 36000$)

На служебные свойства литых лопаток ГТД существенное влияние оказывает дендритная ликвация, которую, к сожалению, невозможно полностью устранить. Микрорентгеноспектральное исследование влияния термовременных параметров выплавки опытного сплава на его ликвационную неоднородность показало, что наибольшее снижение коэффициентов ликвации основных легирующих элементов в литом металле наблюдается при перегреве расплава до 1740 °С (табл. 3.8). При дальнейшем повышении температуры нагрева расплава коэффициенты ликвации практически не изменяются. Дисперсность дендритной структуры литого сплава пропорциональна величине переохлаждения. Поскольку перегрев расплава до температуры 1740 °С приводит к значительному увеличению переохлаждения, происходит измельчение структурных составляющих и уменьшение коэффициентов ликвации по основным легирующим элементам.

Таблица 3.8

**Влияние температуры нагрева расплава на коэффициенты ликвации
основных легирующих элементов в сплаве ЖС32**

Режим выплавки		Коэффициенты ликвации			
Температура нагрева, °С	Время выдержки, мин	Ta	W	Re	Nb
1600	20	1,3	1,4	1,8	1,6
1740	20	1,1	1,4	1,6	1,4

Анализ результатов рентгенодифракционных исследований показал, что нагрев расплава выше критической температуры приводит к однородности γ -твердого раствора, увеличению степени когерентности между γ - γ' -фазами, т. е. уменьшению несоответствия параметров решеток (табл. 3.9). Повышение температуры расплава до 1830 °С снижает эффект и несоответствие параметров увеличивается.

Таблица 3.9

**Параметры решеток γ - и γ' -фаз в сплаве ЖС32,
выплавленном по разным температурным режимам**

Режим выплавки		Параметры решеток γ - и γ' -фаз		Несоответствие решеток γ - и γ' -фаз $\Delta a = (a_\gamma - a_{\gamma'})/a_\gamma$
Температура нагрева, °С	Время выдержки, мин	$a_\gamma \cdot 10^{10}$ м	$a_{\gamma'} \cdot 10^{10}$ м	
1600	3	3,5884	3,5816	0,189
1740	20	3,5863	3,5818	0,125

Электронномикроскопическое исследование литых образцов сплава ЖС32 показывает, что перегрев расплава выше 1600...1650 °С существенно влияет на морфологию и размеры вторичной γ' -фазы: частицы γ' -фазы более равномерно распределены по сечению дендрита и имеют форму правильных кубоидов.

Увеличение количества рения в сплаве приводит к повышению термической стабильности γ' -фазы. Отмеченные изменения литых образцов привели к повышению долговечности сплава (табл. 3.10).

В результате проведенных исследований структуры и свойств жаропрочного сплава можно рекомендовать для промышленного освоения следующий режим плавки: температура максимального нагрева расплава — 1740 °С, время выдержки его при этой температуре — 20 мин, температура разливки — 1520...1540 °С.

Таблица 3.10

Влияние температуры выплавки сплава на его долговечность

Режим выплавки		Долговечность сплава, τ_{270}^{1000} , ч	
Температура нагрева, °С	Время выдержки, мин	τ_i	τ_{cp}
1600	20	62,5; 79,5; 55,0; 96,0; 77,0	73,5
1650	20	100,5; 103,0; 105,5; 72,5; 78,5	92,0
1700	20	112,0; 99,5; 102,0; 75,5; 88,5	95,5
1740	20	122,5; 117,5; 113,0; 167,0; 144,5	133,0
1830	20	133,0; 139,5; 122,5; 100,5; 109,5	121,0

Опыт показывает, что типичные значения температуры полного растворения γ' -фазы большинства монокристаллических никелевых жаропрочных сплавов лежат в интервале 1270...1350 °С, а величина Δa при температуре 20 °С составляет 0,1...0,2 % при $a_{\gamma} > a_{\gamma'}$.

Для выращивания высококачественных монокристаллов необходимо, чтобы поверхность раздела между жидкой и твердой фазами была плоской, по крайней мере, частично. Другими словами, образование ячеек и дендритов должно быть исключено, и это достигается путем выращивания кристалла в условиях достаточно высоких градиентов температуры в жидкой фазе и при низкой скорости роста. В этих условиях нарушение плоскости поверхности раздела устраняется.

На структуру и совершенство кристаллов, выращенных из расплава, влияют термические напряжения, возникающие в процессе затвердевания и после него.

Выплавка литейных жаропрочных сплавов производится в вакуумных индукционных печах (ВИП). В вакуумных индукционных печах могут быть выплавлены жаропрочные никелевые сплавы любого химического состава. С применением ВИП можно выплавлять сплавы, содержащие такие активные металлы, как алюминий, титан, ниобий, гафний, а также обеспечить контроль тех вредных примесей, которые могут удаляться путем испарения.

Одним из важных назначений вакуумной индукционной плавки является возможность понижения в сплавах концентрации вредных примесей цветных металлов, имеющих высокую упругость пара, таких как свинец, висмут, теллур, селен, медь и другие. Однако экспериментально установлено, что в условиях плавки в вакууме снижение в расплаве примесей цветных металлов с высокой упругостью пара может проис-

ходить только до определенной концентрации, ниже которой испарение примеси при тех же термодинамических условиях невозможно.

Дальнейшее снижение содержания примесей в сплавах может быть достигнуто применением при плавке в вакууме более чистых по примесям цветных металлов шихтовых материалов, в которых концентрация этих примесей может быть понижена на стадии их получения. Поэтому вопрос чистоты шихтовых материалов, применяемых при плавке литейных жаропрочных сплавов, приобретает особо важное значение.

Расплавление металла шихтовой заготовки, подготовка расплава и заливка литейных форм являются операциями, определяющими металлургическое качество отливок и свойства металла отливок.

Шихтовая заготовка вакуумной выплавки специализированного металлургического предприятия должна удовлетворять требованиям соответствующего ГОСТа.

Плавку и заливку обычно проводят в вакуумных плавильно-заливочных установках УППФ различных модификаций. Глубина вакуума в плавильной камере должна быть менее $5 \cdot 10^{-3}$ мм рт.ст. при натекании не более 30 л/(мкм·с).

Технические требования на шихтовую заготовку ограничивают содержание кислорода, азота, водорода.

4. Литейные кобальтовые сплавы

Кобальтовые сплавы характеризуются более высокой температурой плавления, чем никелевые, и соответственно более пологими кривыми длительной прочности, что обеспечивает им работоспособность при более высоких температурах. Вследствие более высокого содержания хрома кобальтовые сплавы превосходят другие суперсплавы по стойкости горячей коррозии в загрязненных газовых средах газотурбинных двигателей. И, наконец, кобальтовые сплавы превосходят никелевые по сопротивлению термической усталости и по свариваемости.

К этой группе сплавов относятся кобальтовые сплавы типа виталиум (HS-21, HS-23) и кобальтохромоникелевые сплавы с различными присадками X40, X41, X50, и канадский X63.

Основным легирующим элементом в кобальтовых сплавах является хром. На рис. 4.1 приведена диаграмма состояния системы Co—Cr.

Кобальтовые сплавы содержат очень небольшое количество железа, не более 1...2 %, и имеют чаще всего структуру твердого раствора с гранецентрированной кубической решеткой и сеткой первичных избыточных карбидов.

При комнатной температуре они имеют достаточно высокую прочность и среднюю пластичность. При высоких температурах (выше 650 °C) сплавы этого типа имеют высокую жаропрочность. Ниже приведены свойства сплавов при высоких температурах:

$$\begin{array}{lll} T = 815 \text{ }^{\circ}\text{C}; & \sigma_{\text{в}} = 410...490 \text{ МПа}; & \delta = 12...15 \%; \\ T = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}; & \sigma_{\text{в}} = 230...250 \text{ МПа}; & \delta = 24...35 \%. \end{array}$$

Высокое содержание в этих сплавах С, Cr, Mo, W, а иногда и Nb, переменная растворимость фаз с температурой способствуют изменению их свойств при старении в интервале 600...900 °C. Несомненно, что с этой склонностью к старению связано упрочнение их при высоких температурах.

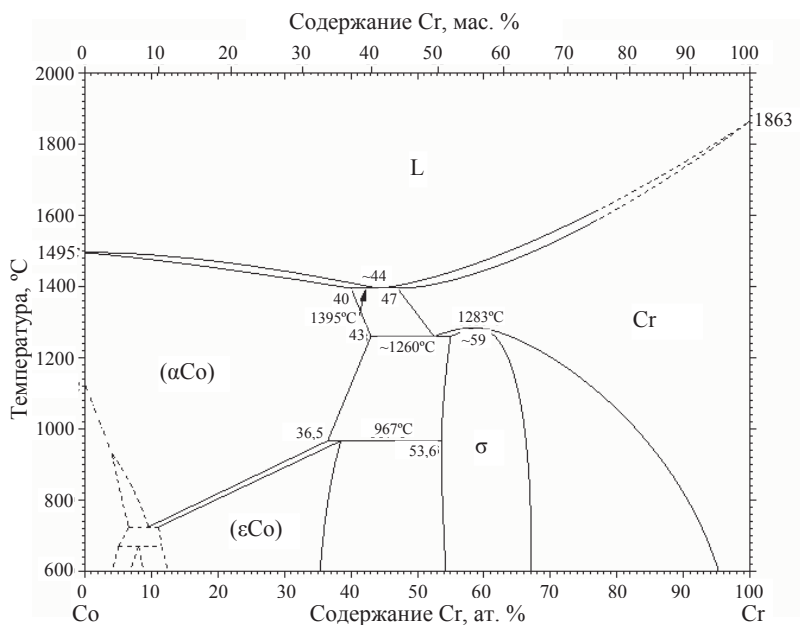


Рис. 4.1. Диаграмма состояния системы Co—Cr

Литые кобальтохромоникелевые сплавы с различными присадками обладают высокой жаропрочностью, а среди них наибольшую жаропрочность при 815...982 °С имеют сплавы Х40, Х50.

В табл. 4.1 представлен химический состав кобальтовых сплавов.

Таблица 4.1

Химический состав кобальтовых сплавов

Марка сплава	Содержание легирующих элементов, мас. %										Область применения
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Fe	
HS-21	0,25	0,60	0,60	27	3	62	5	-	-	1	Лопатки турбокомпрессоров
HS-23	0,40	0,30	0,60	24	2	66	-	6	-	1	Лопатки ГТД и турбокомпрессоров
Х40	0,51	0,50	0,50	25	10	Ост.	-	8	-	1,5	Топливные насосы турбореактивных двигателей, диафрагмы сопел
Х50	0,74	0,60	0,50	22,5	20	40	-	12	-	2,5	Лопатки ГТД
Х63	0,40	-	-	23	10	58	6	-	-	1,0	Рабочие сопла лопатки ГТД

Кобальтохромистый сплав 65–27–6 (HS-21) в литом виде имеет структуру, состоящую из двух решеток: гранецентрированной кубической и гексагональной.

После закалки на твердый раствор гексагональная структура полностью превращается в кубическую. Большое количество составляющих с гексагональной структурой появляется после старения сплава HS-21. Сплав HS-23 как в литом, так и в закаленном на твердый раствор состоянии имеет небольшое количество составляющих с гексагональной структурой. Старение вызывает превращение сплава из гексагональной модификации в кубическую. Сплав HS-27 во всех состояниях показывает типичную полиэдрическую структуру γ -твердого раствора.

В сплаве HS-21 образуются карбиды трех типов, эвтектика и эвтектоид, аналогичный перлиту. Травление в 6 % растворе царской водки позволяет выявить структуру сплавов. В структуре сплавов наблюдается богатый кобальтом твердый раствор с островками карбидов и небольшого количества эвтектоида по границам зерен (рис. 4.2). Большое количество эвтектоида может быть получено медленным охлаждением сплава с 1200 °С.

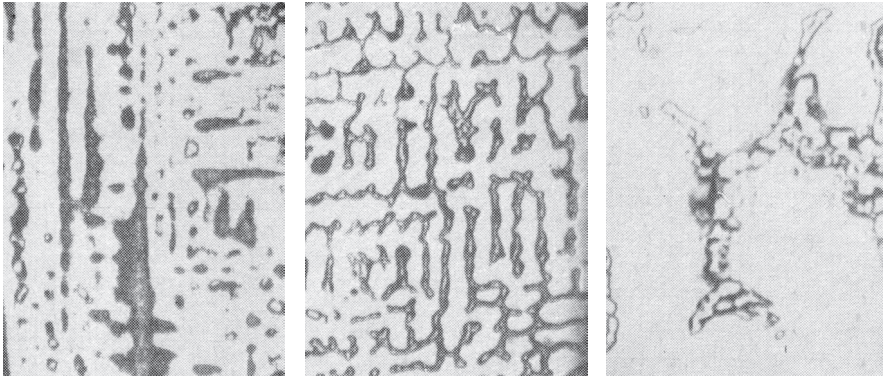


Рис. 4.2. Микроструктура кобальтовых литейных сплавов

Наблюдаются три типа карбидов:

- Cr_4C — карбид с кубической решеткой, содержащий Со и Мо в твердом растворе;
- Cr_7C_3 — карбид, богатый хромом, с гексагональной решеткой, содержащий в твердом растворе Со и Мо;
- Me_6C — карбиды, где Me может быть Со, Сг или Мо.

Все карбиды в структуре после травления имеют различную окраску.

В отливках, изготовленных методом точного литья из сплавов HS-23, HS-27, HS-21 и X40, эвтектоид не образуется, а в сплаве X30 он присутствует в очень небольших количествах.

Увеличение содержания углерода и никеля в сплаве HS-27 предотвращает образование эвтектоида и структуры с гексагональной решеткой и сообщает сплаву лучшую длительную прочность.

Сплавы, содержащие вольфрам, претерпевают некоторые изменения механических свойств при высоких температурах, но эти изменения меньше, чем у сплава HS-21. Сплавы HS-27, HS-30 с никелем дают довольно постоянные результаты. Сплав HS-30 лучше всех сохраняет модуль упругости при высоких температурах (до 815 °C).

Кобальтовые сплавы очень склонны к нагартовке, которую они приобретают в результате механической обработки, полировки или пескоструйной очистки отливок на глубину до 0,075 мм. Для ее удаления применяют отжиг при температурах выше 1150 °C. При температурах нагрева выше 1170 °C происходит заметное растворение карбидов.

Свойства и модуль упругости сплавов в сильной степени зависят от величины зерна отливок.

Кобальтовый сплав HS-21 (ЛК 4)

Этот сплав использовался до 1945 г. в зубопротезной практике, имеет высокую твердость (48...55 HRC), хорошую упругость, но малую пластичность, чтобы устранить высокую хрупкость, в сплав введено 3 % Ni.

Сплав HS-21 нашел широкое применение при изготовлении рабочих лопаток турбокомпрессоров и сопловых лопаток газовых турбин методом литья по выплавляемым моделям.

Сплав 63–27–6, известный в России под маркой ЛК4, должен соответствовать следующим требованиям по ТУ при 20 °C: $\sigma_B = 700$ МПа; $\delta = 8\%$; $\psi = 10\%$; HB = 280 и длительная прочность σ_{50} при 800 °C — 150 МПа.

Термообработка сплава применяется непосредственно после литья: отпуск, необходимый для снятия напряжений после приварки лопаток к диску ротора, производится при температуре 550 °C с охлаждением на воздухе. Механические свойства сплава ЛК4 в зависимости от температуры представлены в табл. 4.2.

Таблица 4.2

Механические свойства сплава ЛК4 при высоких температурах

Температура, °С	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %
700	250	6,0	6,9
800	150	7,9	8,5
900	70	9,1	10,0
950	50	10,2	10,5

Сплав ЛК4 обладает достаточно высокой длительной прочностью, высокой термостойкостью, что очень важно при использовании сплава для сопловых лопаток. Поскольку в сплаве высокое содержание хрома, то он жаростойкий. Так, в окислительной атмосфере воздуха он стоек при нагреве до 1000 °С. Повышение температуры разливки, температуры подогрева керамической формы при точном литье повышает жаропрочность при температуре 815 °С, но в конечном итоге чрезмерная крупнозернистость и особенно состояние границ зерен определяют жаропрочность сплава. Старение в некоторых случаях повышает стабильность свойств сплава при высоких температурах.

Кобальтовый сплав HS-27

Сплав рекомендован для изготовления лопаток газовых турбин и отличается от сплавов HS-21 и HS-23 тем, что в нем половина кобальта заменена никелем и содержание углерода повышено до 0,40...0,50 %. Несмотря на введение большого количества никеля, сплав имеет высокую жаропрочность при рабочих температурах (815 °С) и близок сплаву HS-21.

При комнатной температуре в литом состоянии сплав обладает умеренными характеристиками прочности: $\sigma_b = 570$ МПа; $\delta = 7\%$; $\psi = 10\%$.

Сплав хорошо работает до 1000 °С, жаростоек и в условиях работы газовых турбин практически не окисляется.

Кобальтовый сплав X-63

Кобальтохромоникельмолибденовый сплав типа 58–23–10–6 (X-63) был разработан в результате изучения влияния никеля, кобальта и хрома на жаропрочные свойства сплава типа виталлиум.

Наибольшая длительная прочность наблюдается у сплава, содержащего около 10 % Ni. Кремний и марганец обычно присаживают в количестве около 0,5 % каждый, но не более 1 %, так как повышение содержания их отрицательно сказывается на их жаропрочности. Содержание углерода должно быть в строго установленных пределах, так как более высокое содержание его вызывает чрезвычайную хрупкость и ухудшает свариваемость.

Механические свойства сплава в литом состоянии представлены в табл. 4.3.

Таблица 4.3

Механические свойства сплава X-63

Температура, °C	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	a_{K1}
20	700	340	5	5	2
815	490	—	12	15	3,5

Длительная прочность сплава X63 при высоких температурах представлена в табл. 4.4.

Таблица 4.4

Длительная прочность сплава X-63 при высоких температурах

Температура испытания, °C	Время испытания 100 ч		Время испытания 1000 ч	
	σ_b , МПа	δ , %	σ_b , МПа	δ , %
734	280	9	231	7
815	210	20	17,5	10
926	105	16	87,5	19

Влияние различных элементов на структуру и свойства кобальтовых сплавов

Влияние Ni. Вследствие близости физико-химических свойств кобальта и никеля они образуют в большом интервале составов непрерывный ряд γ -твердых растворов. Благодаря влиянию низкотемпературной модификации кобальта наблюдается скачкообразное изменение электросопротивления и резкое повышение твердости. По жаропрочности сплавы Co—Ni близки к чистым металлам Ni и Co с некоторым ее повышением в области сплавов, богатых кобальтом. Зависимость механических свойств кобальта в зависимости от содержания никеля представлена на рис. 4.3.

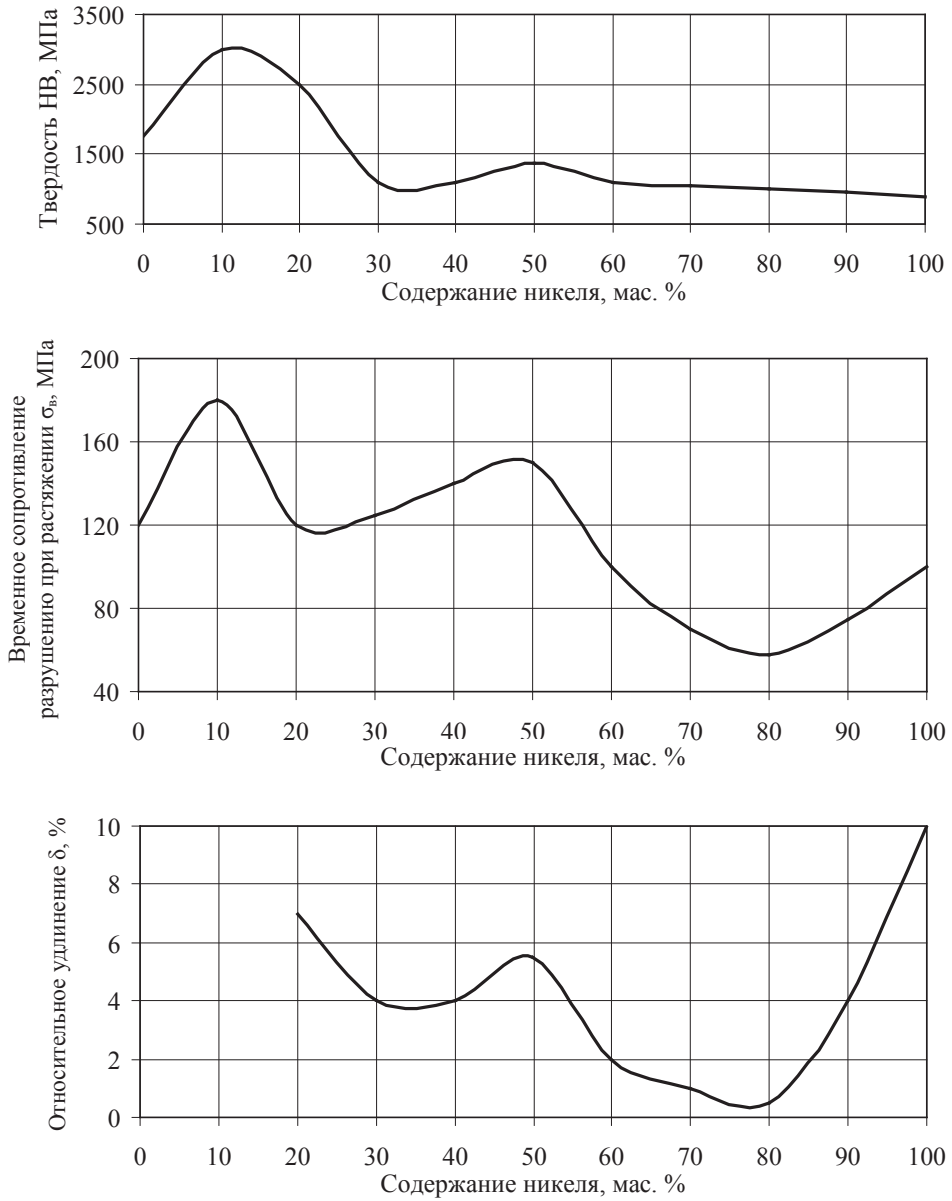


Рис. 4.3. Влияние содержания никеля на механические свойства кобальтовых сплавов при температуре 800 °С

Влияние Cr. Кобальт с хромом образует ряд сплавов с различной структурой, в том числе и сплавы с интерметаллидными соединениями.

Однофазный твердый раствор в системе Co—Cr получается только при высоких содержаниях Cr — выше 75 %. При меньших содержаниях хрома наблюдаются двухфазные твердые растворы с наличием в промежуточной области ряда интерметаллидных соединений с изменением их растворимости с температурой.

Исследование сплавов системы Co—Cr выявило следующие структурные составляющие: твердый раствор хрома в γ -модификации Co, характеризующийся полиэдрическим строением. В сплавах, содержащих 13...17 % Cr, идентифицированы игольчатая структура, связанная с бездиффузионным превращением $\gamma \rightarrow \varepsilon$ (твердый раствор Cr в ε -модификации кобальта), а также выделения эвтектоидного типа, связанные с уменьшением растворимости δ -фазы в первичном твердом растворе. Выделения такого типа по виду похожи на перлитные.

Изучение влияния хрома на изменение механических свойств кобальтовых сплавов показало, что хром сильно изменяет механические свойства при комнатной и высокой температурах (рис. 4.4).

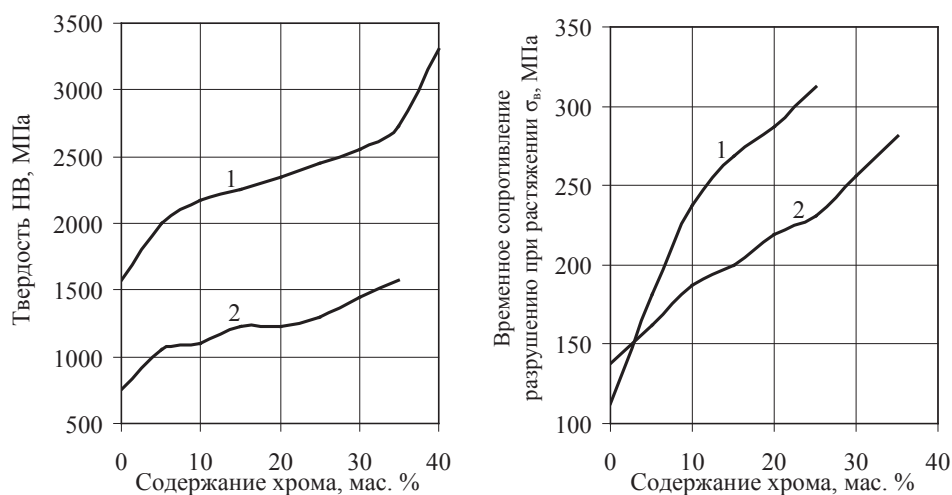


Рис. 4.4. Влияние содержания хрома на твердость при комнатной температуре и прочность при температуре 800 °С кобальтохромовых (1) и кобальтохромоникелевых сплавов (2)

Наибольшая длительная прочность наблюдается при содержании Cr 24 %. Максимум жаропрочности — при 27 % Cr. Наиболее низкую температуру рекристаллизации (485...520 °С) имеют сплавы, %: Co — 70 и Ni — 30; Ni — 70 и Co — 30.

Таким образом, введение Cr от 10 до 37 % повышает температуру рекристаллизации сплава, состоящего из 70 % Ni и 27 % Co до 610...620 °С. Наиболее высокие температуры рекристаллизации имеют сложнолегированные сплавы с присадками 9 % Mo, 10 % W, 2,2...2,7 % Ti и Ti+W+Al.

Жаропрочность сплавов увеличивается с усложнением химического состава сплава. Наиболее сильное влияние оказывают Cr, Ti и Mo. В сплавах, %: Co — 50, Ni — 20, Cr — 20 и C — 0,5 наиболее высокой жаропрочностью обладает сплав с добавкой 5 % W и 5 % Mo.

5. Цинк и его сплавы

5.1. Общие сведения о цинке

Цинк — химический элемент второй группы периодической системы Менделеева с порядковым номером 30 и атомным весом 65,38. Технический цинк обладает достаточно хорошей коррозионной стойкостью, удовлетворительными механическими свойствами и хорошо поддается прокатке, прессованию, волочению и штамповке в холодном состоянии, а также в интервале температур 130...170 °С. В чистом виде цинк применяется для изготовления литых и катаных протекторов, гальванических элементов для гальванического и горячего цинкования, а также для шоопирования. В больших количествах цинк применяется для изготовления цинковых и медных сплавов.

Цинк имеет решетку ГЦК с межатомным расстоянием $a = 0,26595$ нм и периодом решетки $c = 0,49368$ нм. Температура плавления цинка составляет 419,5 °С, кипения — 907 °С. Плотность цинка в твердом состоянии — 7,13 г/см³, в жидком — 6,81 г/см³, предел прочности при растяжении в литом состоянии — 20...70 МПа, в деформированном — 110...150 МПа, а относительное удлинение в литом состоянии составляет 0,3...0,5 %, в деформированном — 40...50, линейная усадка — 1,57 %.

Цинк выплавляется шести марок (табл. 5.1).

Цинк марки ЦВ применяется для изготовления особо ответственных деталей авиа- и автоприборов методом литья под давлением, а также для изготовления окиси цинка, используемой в химико-фармацевтической промышленности, и для химически чистых реактивов. Цинк марки Ц0 используется для изготовления цинковых листов, применяемых в производстве гальванических элементов, для отливаемых под

давлением ответственных деталей авиа- и автоприборов, а также для получения цинковых сплавов, обрабатываемых давлением. Для изготовления цинковых листов, медно-цинковых сплавов и бронз, горячего цинкования проволоки, изготовления проволоки для шоопирования, изготовления высококачественных белил применяется цинк марки Ц2. Цинк марки Ц1 применяется при производстве сплавов, обрабатываемых давлением, цинковых листов, гальванических элементов, анодов, для получения специальных латуней, медно-алюминиевых сплавов на цинковой основе и для изготовления флюса при лужении жести для консервных банок. Для изготовления цинковых листов, предназначенных для полиграфической промышленности, при производстве медно-цинковых сплавов и горячего цинкования стальных листов используется цинк марки Ц3, а для получения обычных литейных и свинцовистых медно-цинковых сплавов применяется цинк марки Ц4.

Таблица 5.1

Марки и химический состав цинка, мас. %

Марка	Цинк, не менее	Примеси, не более							
		Pb	Fe	Cd	Cu	As	Sb	Su	Всего примеси
ЦВ	99,99	0,005	0,003	0,002	0,001	—	—	0,001	0,01
Ц0	99,96	0,015	0,01	0,01	0,0001	—	—	0,001	0,04
Ц1	99,94	0,024	0,015	0,014	0,002	—	—	0,001	0,06
Ц2	99,9	0,05	0,04	0,02	0,002	—	—	0,001	0,1
Ц3	98,7	—	0,07	0,2	0,005	0,01	0,02	0,002	1,3
Ц4	97,5	2	0,15	0,2	0,05	0,01	0,02	0,05	1,5

Примеси свинца, олова, кадмия, меди, сурьмы, железа снижают коррозионную стойкость цинка. Наличие свинца в полиграфическом цинке желательно, так как он способствует растворимости цинка в кислотах.

Олово с цинком дает легкоплавкую эвтектику (рис. 5.1), которая ухудшает обрабатываемость цинка давлением в горячем состоянии. Следует отметить, что примеси свинца и олова при одновременном их присутствии являются причиной разрушения цинка при его горячей обработке. Это объясняется образованием тройной эвтектики с температурой плавления 150 °С, располагающейся по границам зерен.

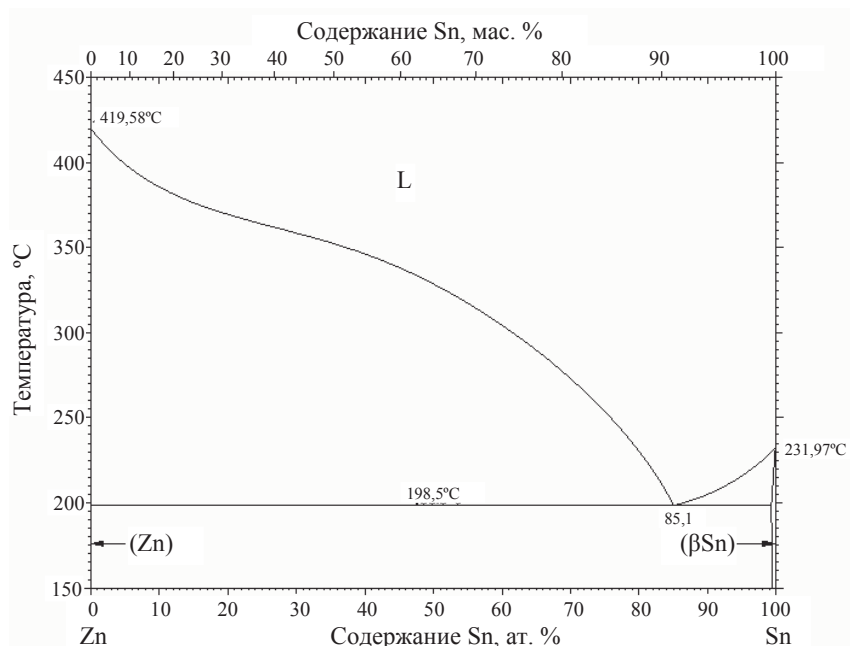


Рис. 5.1. Диаграмма состояния Zn–Sn

Железо задерживает рекристаллизацию цинка и способствует получению жестких наклепанных листов. При содержании железа свыше 0,02 % в цинке появляются хрупкие интерметаллические соединения FeZn_7 (рис 5.2), а при содержании железа свыше 0,2 % хрупкость настолько возрастает, что затрудняет прокатку.

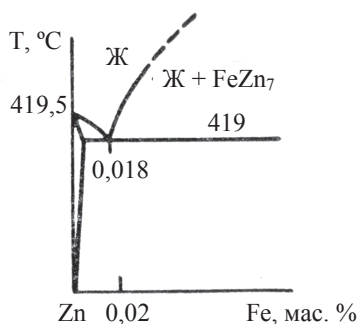


Рис. 5.2. Участок диаграммы состояния Zn–Fe

Особенно вредно наличие железа в свинце для полиграфической промышленности, так как там необходима хорошая полируемость листов.

Отрицательно влияют на технологические свойства цинка примеси висмута и мышьяка. Изменение твердости цинка под влиянием различных примесей показано на рис. 5.3.

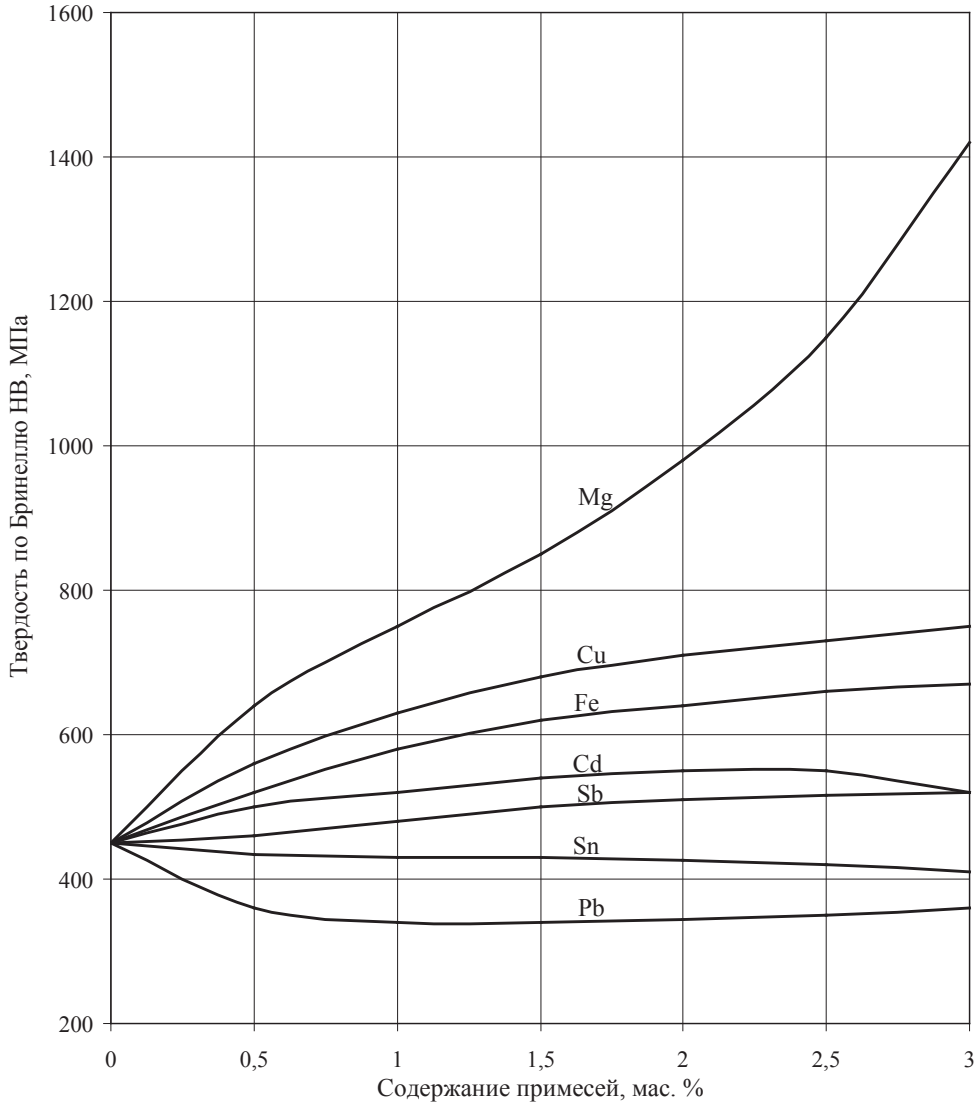


Рис. 5.3. Влияние содержания примесей на твердость цинка

Изменение механических свойств цинка от температуры показано на рис. 5.4.

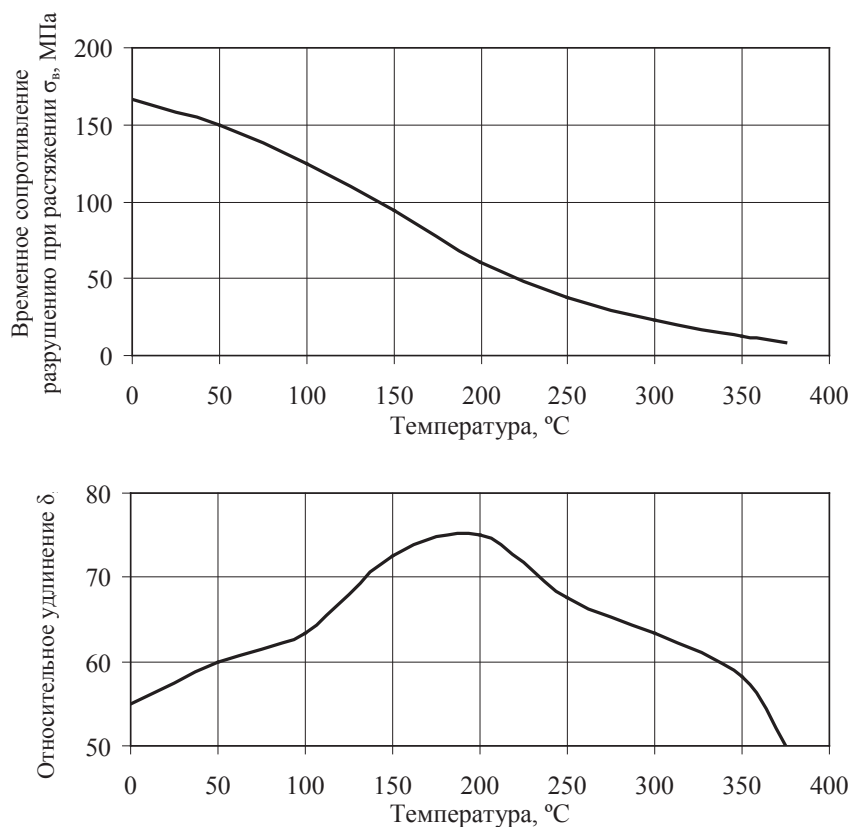


Рис. 5.4. Зависимость механических свойств цинка от температуры

Видно, что при температуре 120...150 °C наблюдается самое высокое значение пластичности.

Добавки различных металлов по-разному влияют на свойства цинка. Ниже приведено влияние добавок некоторых металлов на свойства цинка.

Влияние Al. Во-первых, малые добавки алюминия в цинк оказывают защитное действие против разъедания металлом стали и чугуна. Во-вторых, добавки алюминия повышают жидкотекучесть сплава, способствуют получению мелкого зерна в отливках и улучшают механические свойства. В связи с этим алюминий является основным легирующим элементом в цинковых сплавах для литья под давлением, несмотря на то, что его присутствие вызывает склонность к межкристаллитной коррозии. Жидкотекучесть сплавов цинка с алюминием достигает максимума при эвтектическом составе сплава. Поэтому ли-

тейные сплавы с содержанием Al 1,5...2,0 % вызывают трудности в работе в случае тонких сечений и сложной конфигурации отливки. Кроме того, эти сплавы склонны к горячим трещинам и имеют большую усадку. Необходимо работать с ними осторожно. Наибольшая прочность наблюдается при 4,3 % Al, она сохраняется после искусственного старения при 95 °С.

Влияние Cu. Если добавка алюминия к цинку высокой чистоты вызывает склонность к межкристаллитной коррозии, то действие меди в цинковых сплавах более благоприятно, поскольку она замедляет коррозию. Наибольшая твердость и прочность сплава получается при добавках Cu в количестве 1,25 %. При 3,75 % Cu наблюдается хрупкость и возникают затруднения при литье. Динамическая прочность сплавов, содержащих Al, снижается, когда количество Cu в сплаве превышает 4 %.

Влияние Mg. Хотя добавки магния в цинковые сплавы невелики, он играет очень важную роль. Магний несколько измельчает зерно в отливках и увеличивает твердость, на жидкотекучесть Mg оказывает отрицательное влияние, что объясняется образованием оксидной пленки. Однако при тех концентрациях, в которых он находится в сплавах, его влияние на жидкотекучесть и прочность незначительно.

Главное то, что магний замедляет скорость эвтектоидного превращения в литейных цинковых сплавах. Добавка 0,1 % Mg в сплав настолько замедляет эвтектоидное превращение, что для окончания процесса при нормальной температуре необходимо несколько недель (против 1,5 мин без Mg).

5.2. Сплавы на цинковой основе

Благодаря хорошим механическим и технологическим свойствам, цинковые сплавы достаточно широко применяются в промышленности.

Основными легирующими элементами в цинковых сплавах являются алюминий, медь, а в отдельных сплавах и магний. Цинковые сплавы по своему назначению разделяют на четыре группы: сплавы, обрабатываемые давлением, для литья под давлением, типографические и антифрикционные сплавы.

Существенные недостатки цинковых сплавов — их невысокая коррозионная стойкость и способность изделий из них изменять свои размеры. Последнее обусловлено фазовыми превращениями в сплаве и, главным образом, распадом твердого раствора алюминия и меди в цинке.

Свойства деформируемых сплавов приведены в табл. 5.2.

Таблица 5.2

Механические свойства цинковых сплавов, обрабатываемых давлением

Марка сплава	Плотность γ , г/см ³	Временное сопротивление разрушению при растяжении σ_v , МПа	Относительное удлинение δ , %
ЦАМ 0,2–4	7,25	300–360	25–30
ЦАМ 2–5	7,05	400	9,5–11
ЦАМ 4–1	6,68	350–450	8–10
ЦАМ 10–2	6,21	350–450	15–20
ЦАМ 10–5	6,30	300–400	12–18
ЦА 15	5,75	400–580	5–8
ЦМ 1	7,18	> 200	> 20

Типографские сплавы, кроме алюминия и меди, содержат магний и цинк. Цинковые сплавы обладают высокими литейными и хорошими механическими свойствами, благодаря чему используются для изготовления отливок методом литья под давлением. Однако применение этих сплавов при литье под давлением ограничено по причине склонности их к изменению объема во времени, что приводит не только к изменению размеров отливок, но и к их разрушению.

Причина изменения объема отливок из цинковых сплавов будет приведена ниже. Следует отметить, что особенно вредное влияние на стабильность размеров отливок из цинковых сплавов оказывает примесь меди. Чем меньше в сплаве меди, тем меньше изменяются во времени размеры отливки. При содержании меди до 0,4% сплавы практически не склонны к изменению размеров.

Алюминий улучшает механические и литейные свойства сплава, измельчает его структуру и уменьшает способность насыщения его железом при плавке.

Первый сплав был разработан компанией Нью-Джерси и содержал кроме цинка (99,90 Zn, 0,05 % Pb и 0,02 % Cd), 4 % алюминия и 3 — меди. Далее появились сплавы системы Zn–Al–Mg (Zn чисто-

ты 99,99 %, Al — и Mg — 0,1). Затем уменьшили содержание магния до 0,04 %. Наибольшее распространение получил сплав с 4 % алюминия, 1 — меди и 0,03 — магния.

Сплавы цинк — алюминий

Алюминий, как легирующий элемент в сплавах литья под давлением, применялся уже на самых ранних этапах развития этих сплавов. Алюминий отдельно или вместе с медью является основным легирующим элементом во всех цинковых сплавах.

Диаграмма состояния цинк — алюминий (рис 5.5) имеет эвтектическую точку при 382 °С (5 % Al — 95 % Zn). При эвтектической температуре происходит одновременная кристаллизация твердого раствора алюминия в цинке с гексагональной плотноупакованной кристаллической решеткой и твердого раствора на базе химического соединения Zn_xAl_y с объемноцентрированной кубической решеткой.

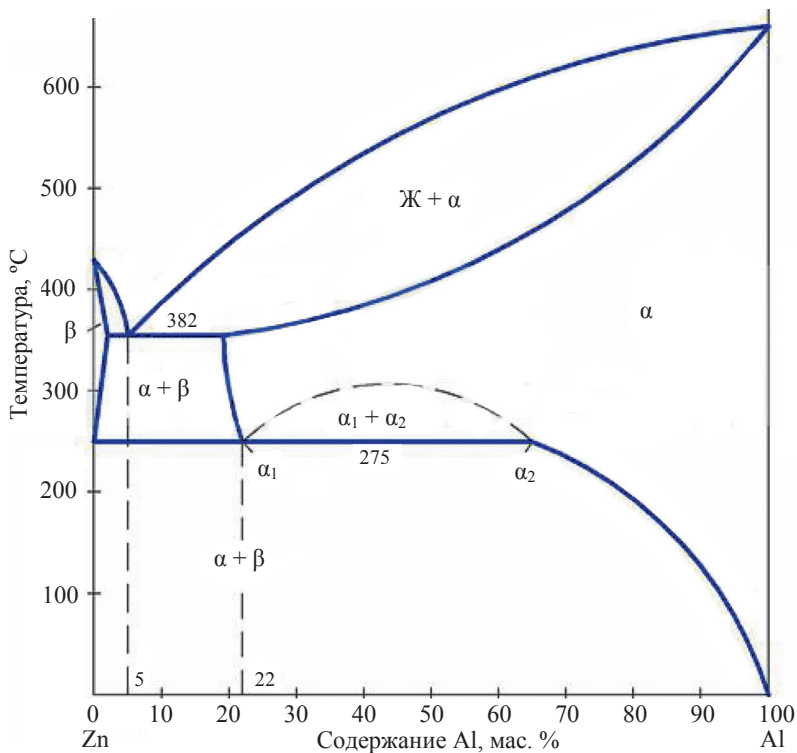


Рис. 5.5. Диаграмма состояния системы Zn—Al

Растворимость Al в Zn при эвтектической температуре составляет 1,14 %, а при 20 °С падает до 0,05 %. Фаза с гранецентрированной кубической решеткой, содержащая вначале 83 % Zn, устойчива лишь до 275 °С. При этой температуре, когда содержание цинка снижается до 78 %, происходит эвтектоидный распад фазы на твердый раствор на основе цинка с 0,7 % Al и твердый раствор, обогащенный Al, содержащий 30 % Zn и имеющий гранецентрированную кубическую решетку.

После полного охлаждения сплава твердый раствор на основе цинка будет составлять 96 % всего сплава, остальное представляет собою богатый алюминием твердый раствор, возникший в результате эвтектоидного распада.

Таким образом, основной структурной составляющей будет богатая цинком фаза, содержащая первоначально 1,14 % алюминия. Вследствие уменьшения растворимости Al в Zn с понижением температуры, а также из-за большой скорости кристаллизации, которая наблюдается в литье под давлением, этот твердый раствор на основе цинка к моменту достижения комнатной температуры оказывается сильно пересыщенным Al. Точно также и твердый раствор на основе Al содержит избыточное по сравнению с равновесным количество цинка. На рис. 5.6 представлена структура двойного сплава цинка с алюминием.

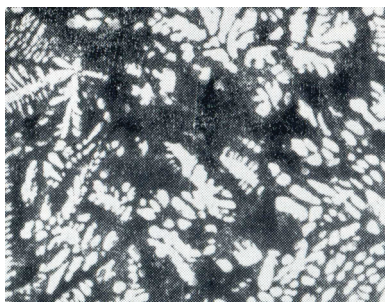


Рис. 5.6. Микроструктура сплава цинка с 4 % Al

Это пересыщение приводит в последующем к медленному выпадению из твердого раствора соответствующих фаз. Процесс распада в свою очередь вызывает небольшие изменения размеров отливок. Однако эти изменения не достигают такой величины, как у сплава, содержащего, кроме Al, еще 3 % Cu.

Если быстрым охлаждением удастся предотвратить распад α -твердого раствора, то в силу неустойчивого его состояния при обычных температурах происходит распад уже в готовых изделиях. Этот процесс часто называют естественным старением. Небольшие добавки Mg (до 0,1 %) уменьшают скорость распада α -фазы и повышают прочность сплава.

Изменение линейных размеров и твердости сплава 4,1 % Al, 0,04 % Mg, остальное — Zn при естественном старении показано на рис. 5.7.

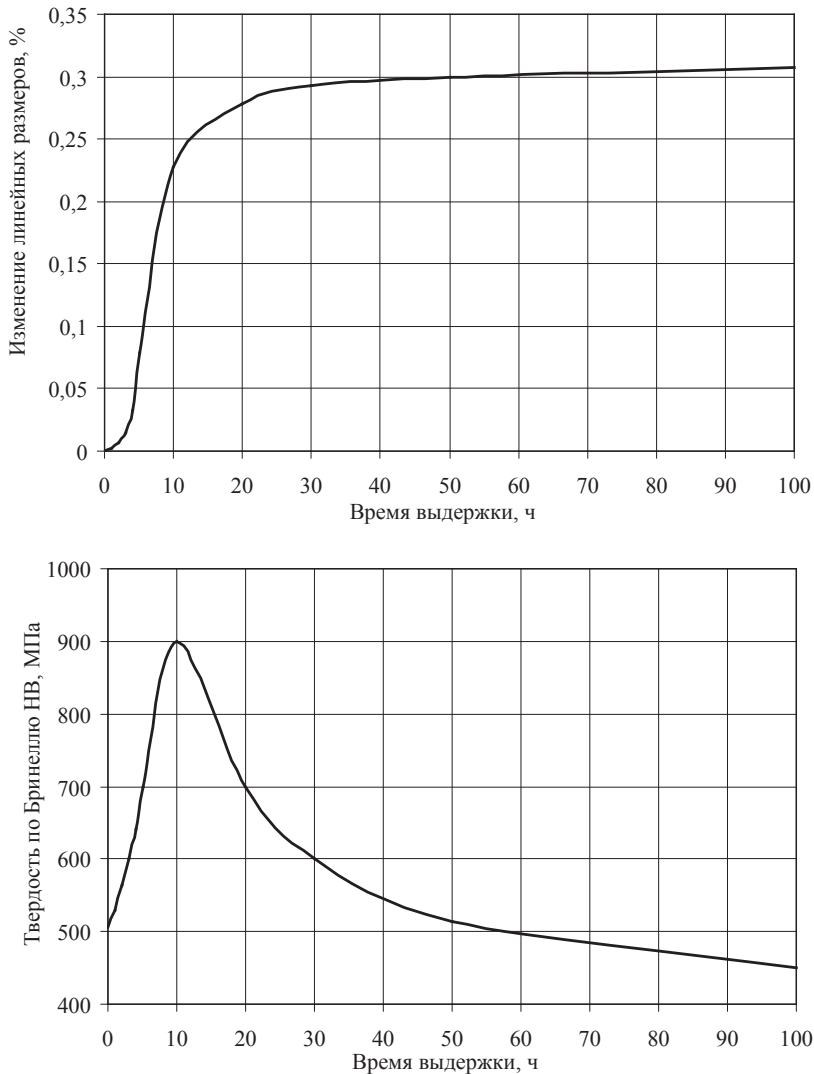


Рис. 5.7. Изменение линейных размеров и твердости цинкового сплава при естественном старении

Поэтому сплавы цинка с Al вполне пригодны для получения отливок обычного назначения, а в случае необходимости обеспечения большей устойчивости в размерах можно подвергнуть их низкотемпературному отжигу.

Сплавы цинк — медь

Эти сплавы выгодно отличаются от сплавов цинк — алюминий тем, что в них не наблюдается старение. Недостатком этих сплавов являются более низкие механические свойства. На рис. 5.8 представлена диаграмма состояния системы Zn—Cu (применяемые в практике сплавы отмечены заштрихованной областью).

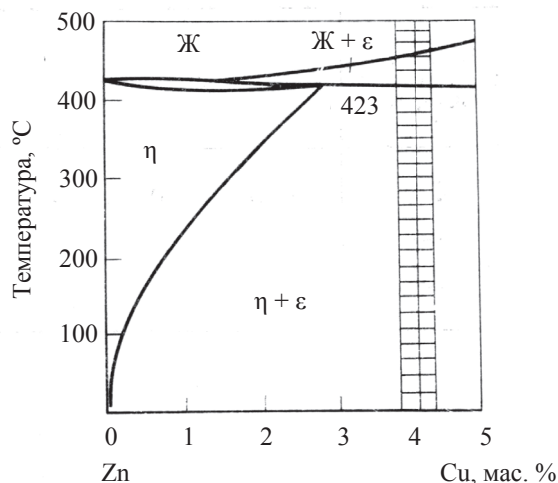


Рис. 5.8. Диаграмма состояния системы Zn—Cu

Промышленный сплав (4% Cu, остальное — Zn) находится в двухфазной области и имеет перитектическую структуру $\eta + \epsilon$ (рис. 5.9), образующуюся в результате следующих процессов кристаллизации:

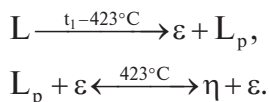




Рис. 5.9. Микроструктура сплава цинка с 4 % Cu

Сплавы цинк — алюминий — медь

Сплавы цинка с алюминием и медью встречаются очень часто, поэтому цинковый угол тройной системы Zn—Al—Cu представляет большой практический интерес. Эта система была изучена Буркхардтом, который обнаружил тройную эвтектику, плавящуюся при 370 °С и имеющую состав, %: 7 — Al, 4 — Cu, 89 — Zn. Он же определил растворимость Al и Cu в Zn, которая оказалась равной соответственно 1,6 и 3,4 % при температуре тройной эвтектики (370 °С) и 0,1...0,2 % и 0,6...0,8 — при комнатной температуре. На основании своих наблюдений Буркхардт указывает, что сплавы, содержащие 0,7 % Cu, должны вести себя как сплавы, вовсе не содержащие Cu. Тройная эвтектика состоит из двух фаз, которые были в двойной эвтектике Zn—Al и обогащенной медью ϵ -фазы.

Как и в случае сплавов Al с Zn, богатая цинком фаза при нормальной температуре оказывается пересыщенной как Al, так и Cu. Неравновесное состояние после литья ликвидируется за счет выделения Al совместно с ϵ -фазой. На рис. 5.10 представлена проекция поверхности ликвидуса системы Zn—Al—Cu.

Применяемые в промышленности сплавы в соответствии с их средним составом обозначены точками *a* и *b*. Кристаллизация сплава *a* (4 % Al, 1 % Cu, остальное — Zn) протекает в следующие три стадии:

$$\text{I} - L \xrightarrow{t_1-t_2} \eta + L_e;$$

$$\text{II} - L \xrightarrow{t_2-377} \text{эвт}(\eta + \beta) + L;$$

$$\text{III} - L_e \xleftarrow{377} \text{эвт}(\eta + \beta + \epsilon_e).$$

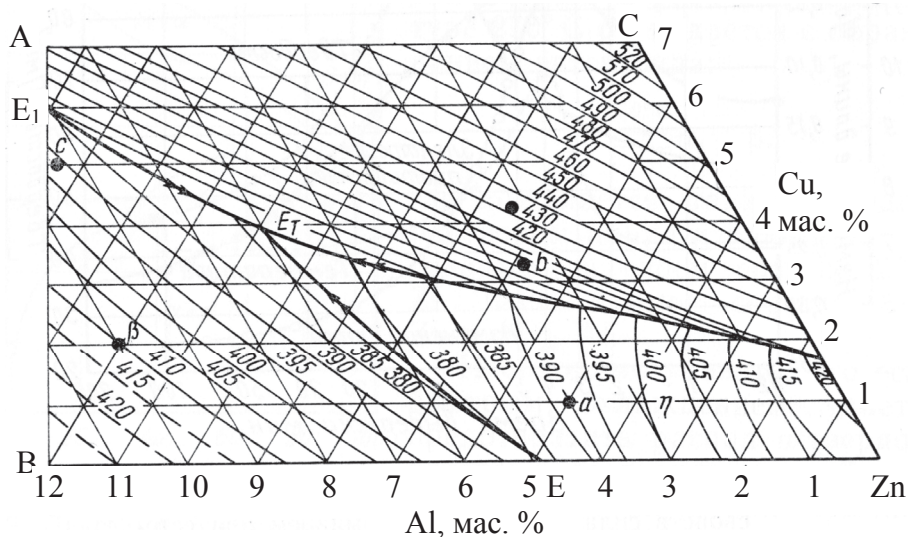


Рис. 5.10. Проекция поверхности ликвидуса системы Zn–Al–Cu

Структура сплава — $\eta + \text{эвт} (\eta + \beta) + \text{эвт} (\eta + \beta + \varepsilon)$. Структура сплава, содержащего 4 % Al, 1 % Cu, остальное Zn, приведена на рис. 5.11.

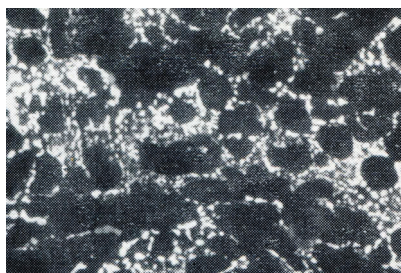


Рис. 5.11. Микроструктура цинкового сплава, содержащего 4 % Al и 1 % Cu

Старение тройных цинковых сплавов связано со структурными изменениями, происходящими в твердом состоянии. Они сводятся, во-первых, к распаду β -фазы и, во-вторых, к распаду твердого раствора η с выделением кристаллов $\varepsilon + \beta$. Степень и скорость распада зависят от температуры и состава сплавов. Особенно быстро эти процессы проходят в сплавах, богатых алюминием.

Огромное влияние на процессы старения оказывают примеси. Чем чище сплав от примесей, тем выше его свойства при старении и тем меньше изменяются размеры отливок во времени. Наиболее вредными

являются Pb, Sn и Cd. Рекомендуются следующие предельные содержания этих элементов, мас. %: Fe — 0,1; Pb — 0,01; Cd — 0,005; Sn — 0,005; прочие примеси — 0,02.

Положительное влияние оказывает Mg. Он увеличивает прочность и способствует замедлению старения в этом сплаве. Для литья под давлением рекомендуется сплав, %: 4 — Al, 3 — Cu, 0,1 — Mg, остальное Zn. Микроструктура этого сплава представлена на рис. 5.12.



Рис. 5.12. Микроструктура цинкового сплава с 4% Al и 3 — Cu

Прочностные свойства сплава следующие: $\sigma_{\text{и}} = 320...380$ МПа, $\delta = 2...2,5$ %, НВ — 1200 МПа. Применяется в авто и тракторостроении, машиностроении, аппаратостроении. Присутствие Cu незначительно влияет на процесс старения, задерживая скорость эвтектоидного превращения.

Цинковые сплавы для штампов

Использование цинковых сплавов для изготовления литых штампов для листовой штамповки получило распространение во время войны. Стальные штампы требовали дорогой механической обработки и окупались лишь при производстве больших серий штампованных изделий. Были попытки использовать для этой цели свинцовые сплавы, но они сильно деформировались и быстро изнашивались.

Сплавы, предназначенные для изготовления отливок, содержали большее количество Cu. Таким образом, был получен сплав, предназначенный специально для производства штампов. Он используется в авиационной и автомобильной промышленности (для штамповки кузовов автомобилей). Требования к сплаву, предназначенному для

литья под давлением, справедливы и для сплавов, идущих на отливку штампов.

Несколько пониженная устойчивость размеров из-за увеличения содержания меди не имеет серьезного значения, тем более, что при медленном охлаждении отлитых штампов влияние меди будет меньшим.

Требования к химическому составу сплава и шихте:

- цинк высокой чистоты;
- ограничения по содержанию Pb, Sn и Cd, чтобы исключить межкристаллитную коррозию;
- содержание железа должно быть ниже 0,075 %, чтобы не ухудшилась жидкотекучесть.

Механические свойства сплава после литья в землю и прокатки следующие:

	Литой	Прокатанный
σ_b , МПа	236	338
δ , %	1,25	12,0
A_k по Шарпи, кгм	0,55	4,32
НВ, МПа	1090	960
$\sigma_{сж}$, МПа	795	—

Физические свойства штампового сплава:

температура плавления, °С	380
линейная усадка при затвердевании, %	1,01
теплопроводность от теплопроводности Cu, %	25
плотность, г/см ³	6,7

Сплав готовится в чугунных тиглях, но при этом надо избегать насыщения его железом и не поднимать температуры выше 450 °С.

Матрица штампа отливается в земляную форму по деревянной или гипсовой модели, температура литья 410...440 °С. Пуансон может отливаться прямо в матрицу, внутренняя поверхность которой окрашена.

Цинковые антифрикционные сплавы

Цинковые антифрикционные сплавы давно применяются в промышленности. В качестве литейного сплава используется сплав с содержанием, %: алюминия — 10, меди — 5, магния — 0,03, остальное —

цинк (ЦАМ 10–5). Предел прочности при растяжении $\sigma_b = 400$ МПа, относительное удлинение $\delta = 12...18\%$ и твердость по Бринеллю $HB = 1000$ МПа.

Структура этого сплава состоит из кристаллов β -фазы, двойной эвтектики ($\beta + \epsilon$) и тройной эвтектики ($\beta + \epsilon + \eta$) (рис 5.13).

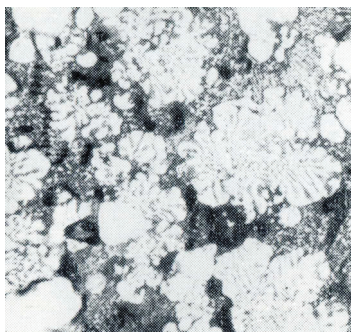


Рис. 5.13. Микроструктура антифрикционного цинкового сплава ЦАМ 10–5

Кроме того, цинковые припои используют для пайки алюминия, магния и их сплавов. Для пайки магниевых сплавов используется сплав цинка с 40 % кадмия. Этот сплав имеет температуру плавления 266°C , предел прочности при растяжении $\sigma_b = 100$ МПа и относительное удлинение $\delta = 5\%$. Припой является эвтектическим сплавом системы $\text{Zn}–\text{Cd}$, структура которого состоит из первичных кристаллов β -твердого раствора кадмия в цинке и эвтектики ($\alpha + \beta$), где α — твердый раствор цинка в кадмии.

Межкристаллитная коррозия цинковых сплавов

Литейные цинковые сплавы, вероятно, являются единственными в своем роде по чувствительности к малейшим загрязнениям некоторыми примесями.

Pb, Sn и Cd вызывают межкристаллитную коррозию, которая губительна для цинковых сплавов литья под давлением. Известно, что подверженность межкристаллитной коррозии является следствием добавок Al. Цинк без Al и большим содержанием Pb и Cd не страдает от коррозии.

Pb, Sn и Cd располагаются по границам зерен. Учитывая, что отливки из загрязненных цинковых сплавов интенсивно корродируют

в водяном паре, введены десятидневные испытания в атмосфере водяного пара при 95 °С. Мерой оценки годности испытываемых отливок является отсутствие трещин, шелушения и коробления. Кроме этого, увеличение размеров на любом сплаве не должно превышать 0,1 %.

Изменение размеров отливок

Связь между фазовыми изменениями в литейных цинковых сплавах, происходящих при старении, и соответствующими изменениями размеров отливок была изучена Фуллером и Вилькоксом. Они установили, что нельзя всю величину усадки, встречающуюся на практике в отливках, относить целиком за счет эвтектоидного превращения, хотя роль его велика. Они также установили, что повышенную устойчивость в размерах можно получить после отжига отливок при 95 °С в течение 3 часов.

Основное же изменение размеров отливок состоит в усадке, которая начинается тотчас же после получения отливок. Сначала усадка происходит быстро и в течение 5 недель достигает 2/3 своей общей величины, до полного затвердевания она уже идет с уменьшающейся скоростью. Кроме того, за усадкой, спустя около 6 месяцев, следует расширение, которое продолжается несколько лет.

	Сплав 1 (Cu, не более 0,03 %)	Сплав 2 (Cu)
Первоначальная усадка (после 5 нед. естественного старения), %	–0,065...–0,083	0,75–1,25
Последующее расширение (после 6 мес. естественного старения), %	+0,03...0,08	
Общее изменение, %	–0,035...–0,003	

Открытие того факта, что низкотемпературным отжигом можно добиться большой устойчивости в размерах отливки из сплава 1, используется в отдельных случаях, где требуется высокая точность.

Отжиг в течение 3...6 час при $t = 95$ °С или в течение 3...10 час при 85 °С или 10...20 час при 70 °С ускоряет фазовые изменения. Например, для сплава 1:

Первоначальная усадка (после 5 нед. естественного старения), %	–0,02
Последующее расширение (после старения в сухом воздухе при 95 °С), %	+0,01
Общее изменение, %	–0,01

Как видно, изменения размеров, происходящие в цинковых сплавах для литья под давлением, не велики. Поэтому, сплав, не содержащий меди, обладает хорошей устойчивостью размеров, и его применяют более охотно. Преимущество этого сплава состоит также в том, что с помощью отжига на нем может быть достигнуто еще большее постоянство размеров.

5.3. Плавка и литье цинка и цинковых сплавов

Для плавки цинка и цинковых сплавов используются в основном индукционные печи с железным сердечником. Например, для переплава катодного цинка применяют 20-тонную печь с шестью печными трансформаторами. Для изготовления подового камня используется 35 % синей гончарной глины, 12 % каолина и связующее — сульфатный щелок — 1...2 %. Спекается масса при температуре 500...600 °С. Если перегрев металла не превышает 480...500 °С, то камень выдерживает до 7...12 тысяч плавов.

После расплавления шихты расплав выдерживают 1,5...2 часа для отстаивания свинца и железа. Таким образом, удастся снизить их содержание в целом до 2...2,5 %. В качестве защитной атмосферы используется азот. В случае значительного загрязнения цинка его очищают от примесей нашатырем. Разливку ведут при температуре 430...480 °С в горизонтальные чугунные изложницы. Толщина слитков составляет 30...35 мм.

Для переплава отходов и плавки полиграфического цинка используют печи сопротивления САН или отражательные пламенные печи на газе или жидком топливе.

Исходные материалы для приготовления сплавов ЦАМ 10—5 и ЦАМ 5—10 являются алюминий марки А0 и А1, медь марки М0 и М1, цинк марки Ц0 и Ц1, а также вторичные отходы и металлы.

Порядок загрузки: в предварительно нагретый до $T = 400$ °С тигель загружают цинк, по расплавлению которого вводят медь в виде биметалла или тонких латунных обрезков. Алюминий вводят в виде лигатуры Cu—Al (50:50).

Если в шихте есть отходы, загрузку ведут в следующем порядке: сначала отходы, затем тонкие латунные обрезки или биметалл, лигатура Cu—Al, далее Zn и все легкоплавкие компоненты. Температура

заливки не должна быть более 380...460 °С. В печи слабоокислительная или восстановительная атмосфера. Покровные флюсы не применяют, применяют азот.

Типографские сплавы готовят в чугунных или стальных тиглях, отапливаемых мазутом или газом. Печи должны быть оборудованы защитным кожухом и хорошей вытяжкой.

Перед очередной плавкой чугунный или стальной тигель нагревают до 600...700 °С и тщательно очищают стальным скребком от остатков предыдущей плавки, оксидов, шлака и т. д. После очистки загружают шихту. В качестве исходных шихтовых материалов применяют первичные металлы, а также разнообразный лом и отходы (обрезь свинцовых труб, кабельную оболочку, типографскую сыпь и др.).

Отходы в виде стружки и опилок предварительно переплавляют и производят анализ. При расчете шихты учитывают угар сурьмы — 1 % и олова — 0,5 %. Процесс приготовления типографских сплавов состоит из двух операций: сплавление шихты и очистка расплава от примесей (рафинирование).

Порядок плавки следующий: расплавляют 3/4 навески свинца или типографской сыпи. Поверхность жидкого металла покрывают слоем древесного угля толщиной 10...15 мм. При нагреве металла до 500...550 °С загружают сурьму или медно-сурьмяную лигатуру (для сплавов, содержащих медь). После расплавления всей шихты нагревание прекращают и вводят остальное количество (1/4) свинца или типографской сыпи.

Для удаления из расплава замешанных оксидных и шлаковых включений и создания над поверхностью расплава инертной атмосферы, предохраняющей его от дальнейшего окисления в процессе плавки, производят «дразнение» металла, заключающееся в том, что на дно тигля опускают кусок дерева, закрепленный в металлической державке и выдерживаемый под зеркалом металла в течение 30...60 мин.

После снятия с поверхности металла гари, оксидов и шлака вводят олово, по расплавлении которого сплав тщательно перемешивают и разливают в чугунные изложницы.

Если в состав шихтовых материалов не входят сурьма или медно-цинковая лигатура, то температура сплава в процессе плавки не должна превышать 400...450 °С. Если сплав имеет значительные загрязнения нежелательными примесями (железо, никель и др.), то его необходимо рафинировать.

Железо, никель и медь удаляют обработкой нагретого до 500...600 °С сплава серой, вводимой на дно тигля. В ходе очистки сплава защитный кожух печи должен быть плотно закрыт и обеспечена хорошая вытяжка. После полного сгорания серы и удаления с поверхности металла гари и шлака зеркало металла покрывают слоем прокаленного древесного угля. Температура литья типографских сплавов — 370...450 °С.

Цинковые сплавы легкоплавки и обладают превосходной жидкотекучестью, поэтому из них можно получить мельчайшие детали в прессформе и точно воспроизвести сложную конфигурацию прессформы при литье под давлением. Средняя производительность на деталях массой 225 г составляет 1600 шт. в час при восьмигнездовой прессформе.

Температура металла и прессформы при литье должны быть возможно более низкими, но достаточными для получения здоровой отливки с чистой поверхностью. Рекомендуются: $T_{\text{литья}} = 400...425\text{ }^{\circ}\text{C}$; $T_{\text{прессформы}} = 180...220\text{ }^{\circ}\text{C}$.

При более высокой температуре металла и соответствующей температуре прессформы можно также получать отливки с хорошей поверхностью, но с ухудшенными механическими свойствами. Кроме того, увеличивается разъедание плавильного тигля и износ прессформы. Если есть сомнения в правильности подвода Me в плоскость формы или вентиляции ее, можно несколько увеличить температуру металла в указанных пределах.

Отсутствие резких переходов в сечениях является основным требованием для конструкций деталей, получаемых литьем под давлением. Это необходимо для того, чтобы уменьшить разбрызгивание металла при заполнении формы, а также для уменьшения деформации готовой отливки из-за напряжений вследствие различной скорости охлаждения в толстых и тонких частях отливки.

Острые углы и выемки нежелательны, так как затрудняют изготовление прессформы и уменьшают прочность детали. Устройство галтелей небольших радиусов оказывается очень полезным.

Поскольку отливки из цинковых сплавов, как правило, подвергаются гальванопокрытиям, то очень желательно, чтобы конструкция отливки не вызывала большие трудности при гальванопокрытии.

Библиографический список

1. Осинцев О. Е. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки / О. Е. Осинцев, В. Н. Федоров. — М. : Машиностроение, 2004. — 336 с.
2. Пикунов М. В. Плавка металлов, кристаллизация сплавов, за твердевание отливок / М. В. Пикунов. — М. : МИСиС, 2005. — 416 с.
3. Производство отливок из сплавов цветных металлов / А. В. Курдюмов [и др.]. — М. : МИСиС, 2011. — 615 с.
4. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей / Е. Н. Каблов. — М. : МИСиС, 2001. — 632 с.
5. Специальные способы литья: справочное пособие / В. А. Ефимов [и др.]. — М. : Машиностроение, 1991. — 734 с.
6. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди : справочник / под ред. Н. Х. Абрикосова. — М. : Наука, 1979. — 248 с.
7. Колачев Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б. А. Колачев, В. Н. Елагин, В. А. Ливанов. — М. : МИСиС, 2001. — 416 с.
8. Мальцев М. А. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов / М. А. Мальцев. — М. : Металлургия, 1970. — 368 с.
9. Машиностроение. Энциклопедия. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы / под общ. ред. И. Н. Фридляндера. — М. : Машиностроение, 2001. — Т. II-3. — 880 с.
10. Смирягин А. П. Промышленные цветные металлы и сплавы / А. П. Смирягин, Н. А. Смирягина, А. В. Белова. — М. : Металлургия, 1974. — 488 с.
11. Цветное литье : справочник / Н. М. Галдин [и др.]; под общ. ред. Н. М. Галдина. — М. : Машиностроение, 1989. — 528 с.
12. Чурсин В. М. Плавка медных сплавов / В. М. Чурсин. — М. : Металлургия, 1982. — 152 с.

Приложения справочные

Приложение 1. Марки литейных безоловянных бронз по национальным стандартам

Россия ГОСТ 493–79	США ASTM B369; B505; B584; B763; B770; B806	Германия DIN 17656	Япония JIS H5114
Алюминиевые бронзы			
—	—	AlBz9 (2.0929)	—
БрА9Мц2Л	—	—	—
БрА10 Мц2 Л	—	—	—
—	C95300	—	—
БрА9Ж3Л	C95200	FeAlBz (2.0941)	H5114/class 1
—	C95400	—	—
—	C95900	—	—
БрА10Ж3Мц2	—	—	—
—	C95410	—	H5114/class 2, 2C
БрА10Ж4Н4Л	—	NiAlBz (2.0971)	H5114/class 3
БрА11Ж6Н6	—	—	—
БрА9Ж4Н4Мц1	C95800	—	—
—	C95500	—	—
БрА7Мц15Ж3Н2Ц2	—	—	—
—	C95700	—	H5114/class 4
Свинцовые бронзы			
БрС30	—	—	—
БрСу3Н3Ц3С2Ф	—	—	—
Бериллиевые бронзы			
—	C81400	—	—
—	C82000	—	—
—	C82200	—	—
—	C82400	—	—
—	C82500	—	—
—	C82510	—	—

Россия ГОСТ 493–79	США ASTM B369; B505; B584; B763; B770; B806	Германия DIN 17656	Япония JIS H5114
—	C82600	—	—
—	C82900	—	—
—	C96700	—	—
Кремниевые бронзы			
—	C87200	—	—
—	C87300	—	—
—	C87600	—	—
—	C87610	—	—

Приложение 2. Химический состав и назначение литейных безоловянных бронз

Марка сплава	Содержание основных компонентов, мас. %						Примеси, не более, мас. %	Область применения
	Al	Fe	Ni	Mn	Pb	Zn		
БрА9Мц2Л	8,0 ... 9,5	—	—	1,5 ... 2,5	—	—	0,05As; 0,05Sb; 0,2Sn; 0,2Si; 0,1Pb; 0,1P; 1,0Fe; 1,5Zn; 1,0Ni; всего 2,8	Антифрикционные детали, работающие на истирании при давлении до 3,43 МПа и скоростях до 1,9 м/с (зубчатые колеса, шестерни, венцы зубчатых колес, ходовые гайки, втулки и др.); корпуса насосов, тарелки клапанов, коробки сальников; различные детали, работающие в пресной воде, жидком топливе и паре при температуре до 250°С; могут заменять оловянные бронзы марок БрО10Ц2 и БрО8Ц4
БрА10Мц2Л	9,6 ... 11,0	—	—	1,5 ... 2,0	—	—	0,05As; 0,05Sb; 0,2Sn; 0,2Si; 0,1Pb; 0,1P; 1,0Fe; 1,5Zn; 1,0Ni; всего 2,8	
БрА9ЖЗЛ	8,0 ... 10,5	2,0 ... 4,0	—	—	—	—	0,05As; 0,05Sb; 0,2Sn; 0,2Si; 0,1Pb; 0,1P; 0,5Mn; 1,0Zn; 1,0Ni; всего 2,7	Арматура для работы в различных средах при температурах до 250°С; антифрикционные детали, работающие на истирание (зубчатые колеса, втулки, поршневые кольца и др.); массивные детали, полу-

Марка сплава	Содержание основных компонентов, мас. %						Примеси, не более, мас. %	Область применения
	Al	Fe	Ni	Mn	Pb	Zn		
								чаемые литьем в песчаные формы (гайки нажимных винтов, ободья и др.); может использоваться для замены оловянных бронз БрО10Ц2 и БрО6Ц6 С3
БрА10Ж3Мц2	9,0 ... 11,0	2,0 ... 4,0	—	1,0 ... 3,0	—	—	0,01As; 0,05Sb; 0,1Sn; 0,1Si; 0,3Pb; 0,5Zn; 0,01P; 0,5Ni; всего 1,0	Антифрикционные детали (цилиндрические и конические зубчатые колеса, шестерни, червячные колеса, гайки ходовых винтов, подшипники дизелей средней нагруженности); детали, работающие в условиях высоких статических нагрузок (коромысла, втулки, маховики); детали, работающие в условиях соляной кислоты и сероводорода при 30...90°С; арматура для работы в пресной воде, жидком топливе, паре и температурах до 260°С, кроме морской воды
БрА10Ж4Н4Л	9,5 ... 11,0	3,5 ... 5,5	3,5 ... 5,5	—	—	—	0,05As; 0,05Sb; 0,2Sn; 0,2Si; 0,05Pb; 0,1P; 0,5Zn; 0,5Mn; всего 1,5	Детали для нефтяной, химической и пищевой аппаратуры; детали, работающие при температурах до 500°С; антифрикционные детали, работающие на истирание при высоких давлениях и скоростях
БрА11Ж6Н6	10,5 ... 11,5	5,0 ... 6,5	5,0 ... 6,5	—	—	—	0,05As; 0,05Sb; 0,2Sn; 0,2Si; 0,05Pb; 0,1P; 0,6Zn; 0,5Mn; всего 1,5	(шестерни, втулки, седла клапанов); арматура, работающая в морской воде; бронза, наиболее стойкая в морской воде по сравнению с другими безоловянными бронзами
БрА9Ж4Н4Мц1	8,8 ... 10,0	4,0 ... 5,0	4,0 ... 5,0	0,5 ... 1,2	—	—	0,05As; 0,05Sb; 0,2Sn; 0,2Si; 0,05Pb; 0,03P; 1,0Zn; всего 1,2	Арматура, работающая в морской воде, фасонное литье неотвественного назначения
БрА7Мц15Ж3Н2Ц2	6,6 ... 7,5	2,5 ... 3,5	1,5 ... 2,5	14 ... 15,5	—	1,5 ... 2,5	0,05As; 0,05Sb; 0,1Sn; 0,1Si; 0,05Pb; 0,02P; 0,05 C; всего 0,5	Антифрикционные детали

Марка сплава	Содержание основных компонентов, мас. %						Примеси, не более, мас. %	Область применения
	Al	Fe	Ni	Mn	Pb	Zn		
БрС30	-	-	-	-	27,0 ... 31,0	-	0,1As; 0,3Sb; 0,1Sn; 0,02Si; 0,1P; 0,25Fe; 0,1Zn; 0,5Ni всего 0,9	Антифрикционные детали (подшипники), работающие при высоких скоростях скольжения (4...5 м/с) и повышенных давлениях (9,8...14,7 МПа), знакопеременных нагрузках и температурах, когда обычные баббиты непригодны (втулки и вкладыши нижних головок главного шатуна мощных дизелей, подшипники авиационных двигателей и др.)
БрСу3НЗЦЗС20Ф	Sb 3,0 ... 4,0	-	3,0 ... 4,0	P 0,15 ... 0,30	18,0 ... 22,0	3,0 ... 4,0	0,1As; 0,02Al; 0,5Sn; 0,3Fe; 0,02Si; 0,025Bi; всего 0,9	Антифрикционные детали, работающие на истирание (фрикционные и зубчатые колеса, шестерни, венцы червячных колес, втулки, подшипники) при значительных скоростях скольжения и давлениях

Примечание: 1. Медь — остальное. 2. Примеси, которые не регламентируются, входят в общую сумму примесей. 3. По требованию потребителя в бронзе марки БрСу3НЗЦЗС20Ф допускается содержание 3,4...4,5 мас. % Sb, 4,5...6,0 мас. % Ni и 0,25...0,4 мас. % P.

Приложение 3. Технологические свойства и коррозионная стойкость литейных безоловянных бронз

Марка сплава	Температура литья, °С	Жидкотекучесть, мм	Литейная усадка, %	Коэффициент трения в паре со сталью		Обрабатываемость резанием, %	Коррозионная стойкость (потеря массы), г/(м ² ·сут)	
				со смазкой	без смазки		морская вода	10 % раствор H ₂ SO ₄
БрА9Мц2Л	1110...1150	500	2,0	0,082	0,18	25	0,25	0,42
БрА10Мц2Л	1080...1120	450	1,6	—	—	20	—	—
БрА9Ж3Л	1120...1200	850	2,49	0,054	0,18	20	0,25	0,40
БрА10Ж3Мц2	1110...1150	700	2,5	0,063	0,19	25	0,2	0,7
БрА10Ж4Н4Л	1120...1240	660 ... 850	2,4	0,12	0,23	20	0,18	0,58
БрА11Ж6Н6	1150...1230	700	1,8	0,12	0,23	20	0,18	0,5
БрА9Ж4Н4Мц1	1150...1180	700	1,8	—	—	20	—	—
БрС30	1120...1160	350	1,5	0,01	0,17	50	—	—
БрСу3Н3Ц3С20Ф	1000...1040	300	1,2...1,3	—	—	—	—	—

Обрабатываемость резанием указана в процентах от обрабатываемости латуни марки ЛС63—3

Гарантируемые механические свойства литейных безоловянных бронз

Марка сплава	Способ литья	Механические свойства, не менее		
		σ _в , МПа	δ, %	НВ, МПа
БрА9Мц2Л	Песчаная форма Кокиль	392	20	800
		392	20	800
БрА10Мц2Л	Песчаная форма Кокиль	490	12	1100
		490	12	1100
БрА9Ж3Л	Песчаная форма Кокиль	392	10	1000
		490	12	1000
БрА10Ж3Мц2	Песчаная форма Кокиль	392	10	1000
		490	12	1200
БрА10Ж4Н4Л	Песчаная форма Кокиль	587	5	1600
		587	6	1700
БрА11Ж6Н6	Песчаная форма Кокиль	587	2	2500
		587	2	2500
БрА9Ж4Н4Мц1	Песчаная форма Кокиль	587	12	1600
		587	12	1600
БрА7Мц15Ж3Н2Ц2	Песчаная форма	607	18	—
БрС30	Кокиль	58,7	4	250
БрСу3Н3Ц3С20Ф	Кокиль	157	2	650

Типичные механические свойства литейных безоловянных бронз

Марка сплава	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ %	НВ, МПа	Е, ГПа	KCU, МДж/м ²
БрА9Мц2Л	395...450	200	20...22	800...900	92	0,7
БрА10Мц2Л	490	—	12	1100	—	—
БрА9Ж3Л	490	200	12	1000...1100	112	0,6
БрА10Ж3Мц2	490...550	220	12...14	1200...1350	105	0,7
БрА10Ж4Н4Л	590...650	280	6...8	1700...1800	115	0,2...0,4
БрА11Ж6Н6	590...650	—	2...3	2500...2600	—	—
БрА9Ж4Н4Мц1	587	—	12	1600	—	—
БрС30	60...80	30...60	4...6	250...400	—	0,05...0,1
БрCu3H3Ц3C20Ф	160...170	110	2...4	650...700	75	0,03

Приложение 4

Химический состав литейных жаропрочных сплавов для направленной кристаллизации (никель — остальное)

Сплав	Содержание легирующих элементов, мас. %												
	C	Cr	Co	W	Mo	Ti	Al	Nb	Hf	Re	Ta	B	Zr
PWA1422	0,14	9,0	10,0	12,0	—	2,0	5,0	1,0	1,5	—	—	0,015	0,05
MAR M200+Hf	0,14	9,0	10,0	12,5	—	1,7	4,7	—	1,5	—	—	0,015	0,05
ЖС6-Ф	0,14	5,6	9,0	¹³ (W+Mo)	¹³ (W+Mo)	^{6,45} (Ti+Al)	—	1,4	1,3	V=1,0	—	^{0,035} (B+Zr)	—
ЖС30	0,15	6,0	8,5	^{12,8} (W+Mo)	^{12,8} (W+Mo)	^{7,15} (Ti+Al)	—	1,2	0,6	—	—	^{0,015} (B+Zr)	—
ЖС26У	0,15	5,0	9,0	¹³ (W+Mo)	¹³ (W+Mo)	^{7,10} (Ti+Al)	—	1,4	0,1	—	—	0,01...0,30	—
CM247LC	0,08	8,2	9,3	9,5	0,5	0,8	5,5	—	1,5	—	3,2	0,015	0,015
ЖС26	0,15	5,0	9,0	5...15	0,5...5	0,2...4	4,5...8	1,6	—	V=1,0	—	0,01...0,30	—
CM186LC	0,07	6,0	9,0	8,0	0,5	0,7	5,7	—	1,4	3,0	3,0	0,015	0,05
PWA1426	0,10	6,5	10,0	6,5	1,7	—	6,0	—	1,5	3,0	4,0	0,015	0,05
Rene 142	0,12	6,6	12,0	4,9	1,5	—	6,2	—	1,5	2,8	6,4	0,015	0,03
ЖС28	0,15	5,0	9,0	8...14	0,5...2,0	—	4,5...7,0	0,5...5,0	—	2,0	—	0,01...0,10	—
ЖС32	0,15	5,0	9,3	2...10	0,5...5,0	—	4,5...8,0	1,5...5,0	—	4,0	4,0	0,01...0,30	—

Химический состав литейных жаропрочных сплавов для монокристаллического литья (никель — остальное)

Сплав	Содержание легирующих элементов, мас. %												
	C	Cr	Co	W	Mo	Ti	Al	Nb	Hf	Re	Ta	B	Zr
Rene N4	0,05	9,0	8,0	6,0	2,0	4,2	3,7	0,05	0,15	—	4,0	0,004	—
CMSX-2	—	8,0	5,0	8,0	0,6	1,0	5,6	—	—	—	6,0	—	—
CMSX-3	—	8,0	5,0	8,0	0,6	1,0	5,6	—	0,10	—	6,0	—	—
PWA1480	—	10,0	5,0	4,0	—	1,5	5,0	—	—	—	12,0	—	—
ЖС30М	—	7,0	7,0	12,7 (W+Mo)	7,2 (Ti+Al)	—	—	1,0	0,001	—	—	0,004 (B+Zr)	—
ЖС40	—	6,0	—	6,0...7,8	3,5...4,8	—	5,0...5,8	0,05...0,50	—	—	6,0...7,8	—	—
CMSX-4	—	6,5	9,0	6,0	0,6	1,0	5,6	—	0,1	3,0	6,5	—	—
Rene N5	0,05	7,0	7,5	5,0	1,5	—	6,2	—	0,15	3,0	6,6	0,004	—
PWA1484	—	5,0	10,0	6,0	2,0	—	5,6	—	—	3,0	8,7	—	—
ЖС36	—	4,0	5,5	10,5...13,0	1...4	0,7...1,5	5,0...6,2	1,0	—	1,0...2,6	—	—	—
CMSX-10	—	2,0	3,0	5,0	0,4	0,2	5,7	0,10	0,15	6,0	8,0	—	—
Rene N6	0,05	4,2	12,5	6,0	1,4	—	5,75	—	0,03	5,4	7,2	0,004	—

